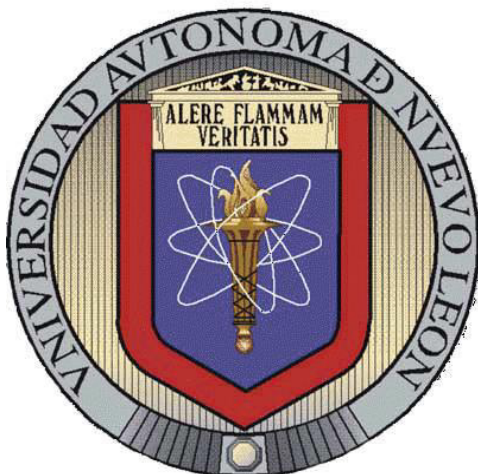


**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**



**TESIS**

**CARACTERIZACIÓN DE DEFECTOS EN CLADDING PARA  
HERRAMIENTAS DE FORJA ABIERTA**

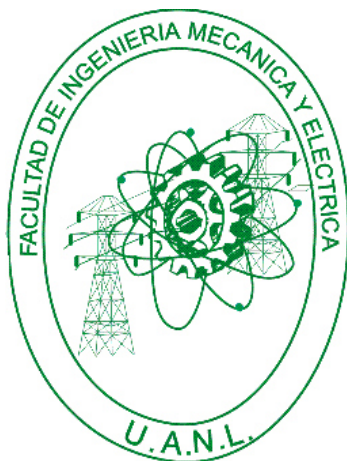
**PRESENTA**

**JOSÉ FRANCISCO GONZÁLEZ NAVARRO**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA  
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**ENERO2016**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA  
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**TESIS**

**CARACTERIZACIÓN DE DEFECTOS EN CLADDING PARA  
HERRAMIENTAS DE FORJA ABIERTA**

**PRESENTA**

**ING. JOSÉ FRANCISCO GONZÁLEZ NAVARRO**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA  
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**ENERO 2016**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**  
**SUBDIRECCION DE ESTUDIOS DE POSGRADO**

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la tesis “**caracterización de defectos en cladding para herramientas de forja abierta**” realizada por el alumno José Francisco González Navarro con número de matrícula 1269693 sea aceptado para su defensa como opción al grado de Maestra en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales

  
Dr. Ignacio Salvador Álvarez Elcoro  
Asesor

  
Dr. Luis Adolfo Leduc Lezama  
Revisor

  
Dr. Florentino Fernández Guzman  
Revisor

El comité de tesis  
Vo. Bo.

  
Dr. Simón Martínez Martínez  
Subdirector de estudios de posgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León. Enero de 2016.

# **Dedicatoria**

Especialmente a mi familia,

Mi madre Cristina Navarro Paz, mi padre José Francisco González  
Rodríguez y mi hermana Karina González Navarro.



# Agradecimientos

Le doy gracias a Dios por permitirme llegar hasta esta etapa de mi vida.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por su apoyo económico durante la maestría.

A mis compañeros y amigos de FIME que he conocido en estos últimos años, a los que me apoyaron en los momentos complicados, ya que son parte de este logro obtenido.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL) y la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) por darme la oportunidad de integrarme a su programa y recibir una excelente formación académica.

Al Dr. Luis Leduc por brindarme su excelente asesoría y por el gran apoyo e impulso desde que comencé con mis estudios de maestría, además de proporcionarme su conocimiento, confianza y amistad para poder realizar este trabajo.

Al Dr. Ignacio Álvarez por la orientación y ayuda que me brindo para la realización de esta tesis, por su apoyo y amistad que me permitieron aprender mucho más que lo estudiado en el proyecto.

Al Dr. Florentino por darme la confianza y permitirme trabajar en conjunto con la empresa Frisa Forjados y por su valiosa participación en este proyecto.

Al Dr. Rene Cerda por su gran participación en el proyecto, además de brindarme su apoyo, consejos y amistad.

Capítulo 1 .....	11
Introducción .....	11
1.1 Descripción del problema.....	12
1.2. Hipótesis .....	13
1.3. Objetivo.....	13
1.3.1. Objetivos específicos .....	13
1.4 Justificación .....	14
Capítulo 2 .....	15
2.1MarcoTeórico .....	15
2.1.1. Importancia de las herramientas.....	<b>¡Error! Marcador no definido.</b> 16
2.1.2. Defectos en herramientas.....	<b>¡Error! Marcador no definido.</b> 16
2.1.3 Mecanismo de degradacion .....	16
2.1.3.1 Mecanismos de abrasión.....	16
2.1.3.2 Mecanismo de desgaste adhesivo.....	17
2.1.3.3 Deformación plástica.....	18
2.1.3.4Deformación plástica –dureza.....	19
2.1.3.5 Fatiga mecánica.....	20
2.1.3.6 Fatiga Térmica.....	21
2.2 Cladding.....	22
2.2.1Aceros inoxidable.....	24
2.2.2Aceros inoxidable martensíticos.....	24
2.2.3 Aplicación de cladding SAW.....	25
2.2.3.1Descripción del proceso de SAW.....	26
2.3 Fatiga térmica.....	28
2.3.1 Comportamiento de la fatiga térmica.....	29
2.3.2 Esfuerzos y deformaciones térmicas.....	29
2.3.3Cálculo de la vida a la fatiga.....	32

2.4 Precipitación de carburos en fatiga térmica. Sensitización.....	33
2.4.1 Factores que influyen en la forma de producirse la sensitización.....	34
2.4.2 Transformaciones de los constituyentes microscópicos la sensitización...	36
Capítulo 3 Experimentacion .....	39
3.1 Metodología.....	39
3.2 Análisis de campo.....	40
3.2.1. Pruebas de ultrasonido.....	40
3.2.2 Líquidos penetrantes.....	41
3.3 Testigos de soldadura.....	42
3.3 Testigos de soldadura.....	42
3.3.2 Maquinado de testigos.....	43
3.3.3 Propiedades metal base AISI 4340.....	44
3.3.4 Tratamientos de revenido.....	45
3.4 Metalografía.....	47
3.4.1 Equipos.....	48
3.4.2 Reactivos.....	48
3.5 Ensayos de dureza.....	50
3.5.1 Equipo utilizado.....	50
3.6 Ensayo de fatiga térmica.....	51
3.6.1 Probetas.....	51
3.6.2 Selección de muestras.....	53
3.6.3 Equipo de Fatiga térmica.....	53
3.6.4 Condiciones de experimento.....	55
3.6.5 Corte de muestras.....	56
3.6.6 Metalografías.....	56

3.6.7 Análisis SEM.....	57
Capítulo 4 Resultados.....	58
4.1 Introducción.....	58
4.2 Análisis de campo .....	58
4.2.1 pruebas de ultra sonido.....	59
4.2.2 Líquidospenetrantes.....	60
4.3 Tratamientos de revenido.....	60
4.4 Metalografía después de los revenidos.....	61
4.4.1 Medición de profundidad.....	62
4.4.2 Defectos en metalografía.....	63
4.5 Ensayos de dureza.....	66
4.5.1 Resultados.....	66
4.6 Ensayos de fatiga térmica.....	69
4.6.1 Selección demuestras.....	69
4.6.2 Ensayos de Fatiga térmica.....	70
4.6.3 Corte de muestras para análisis .....	74
4.6.4 Metalografías de las pruebas de fatiga térmica.....	74
4.7 SEM.....	76
4.8 Simulación J Mar Pro.....	79
Capítulo 5 Discusión.....	81
5.1 Introducción.....	81
5.2 Defectos en herramientas de forja.....	81
5.3 Caracterización del cladding.....	82

5.4 Calidad del cladding.....	84
5.4.1 Testigos.....	84
5.4.2 Herramientas de campo.....	85
5.5 Resistencia a la fatiga termia.....	85
Capítulo 6 Conclusiones.....	88
6.1 introducción.....	88
Anexos	
Anexo A estructuras antes de revenidos. Figuras de las estructuras después de la aplicación del cladding sin revenidos.....	91
Anexo B estructuras revenidos. Figuras de las estructuras formadas en los testigos después de los revenidos.....	91
Anexo C (defectos en dados). Defectos comunes para las herramientas de forja, dados planos y axiales.....	100
Anexo D (estructuras después de fatiga térmica). Figuras de las estructuras formadas después de los ensayos de fatiga térmica, principalmente en los recubrimientos de soldadura.....	102
Anexo E (Durezas después de fatiga térmica). Figuras de las estructuras formadas después de los ensayos de fatiga térmica.....	103
Anexo F.- (SEM). Figuras de los análisis de SEM realizados en la soldadura intermedia, el objetivo conocer el tipo de carburos que precipitados en la soldadura.....	106
Anexo G tablas de análisis químico.....	119
Anexo H. Parámetros de aplicación de cladding.....	120
Referencias.....	121

## **CAPÍTULO 1 INTRODUCCION**

### **Resumen**

La fatiga térmica es un factor limitante de vida en una gran cantidad de aplicaciones importantes tales como: turbo maquinarias, en particular alabes de turbinas; pistones y cámaras de escape, en el ramo automotriz; intercambiadores de calor y reactores, en la industria nuclear. Actualmente la fatiga térmica constituye el principal mecanismo de falla en los herramientas para trabajo en caliente de los procesos de rolado, forjado, fundición por inyección, entre otros [17].

Las tensiones que se producen por fatiga a alta temperatura no necesariamente tienen que venir de fuentes mecánicas. El fallo por fatiga se puede producir por la fluctuación de las tensiones térmicas bajo condiciones donde no hay tensiones que se producen por causas mecánicas. Las tensiones térmicas producen un cambio en esfuerzos de tensión y compresión en un componente generado por cambio de temperatura., Si se produce el fallo de una aplicación por estrés térmico, la condición se llama choque térmico. Sin embargo, si se produce un fallo después de repetidas aplicaciones de estrés térmico, de una magnitud más baja, se llama fatiga térmica.

La investigación se centra en el estudio de la fatiga térmica en herramientas de forja abierta, el objetivo es caracterizar los recubrimientos de cladding en dados planos.

El cladding es compuesto por dos recubrimientos de aleaciones inoxidables, el cladding es tratado mediante revenidos con el objetivo de reducir esfuerzos internos en el material derivados del proceso de SAW.

Las etapas del trabajo abarcan, la inspección en campo para conocer los diferentes defectos en herramientas que se presentan además de la fatiga térmica, el método de aplicación por el proceso de arco sumergido (SAW), la caracterización del cladding después de ser aplicado y tratado por revenidos, posteriormente se expondrá el cladding a una cantidad incremental de ciclos de enfriamiento y calentamiento utilizando una máquina de ensayos de fatiga térmica (MEFT) , con la finalidad de exponer el material a fatiga térmica dentro de un ambiente controlado de laboratorio. Para finalizar, se realizará una caracterización del agrietamiento superficial y transversal de las diferentes condiciones de revenido para valorar y determinar que condición presenta la mejor característica de resistencia a fatiga térmica.

### 1.1 Descripción del problema

El trabajo en caliente en general, es uno de los fundamentos de la sociedad industrializada y de las herramientas en caliente. La mayoría de las herramientas de trabajo en caliente son sometidas a variaciones extremas de temperatura, que dan lugar a estrés y las tensiones y eventualmente puede conducir a la fatiga térmica.

Las herramientas en la mayoría de las técnicas de conformación en caliente son sometidas repetidamente a altas temperaturas y cargas. Para soportar estas condiciones severas las herramientas están hechas de acero para herramientas o recubiertas de capas de distintas aleaciones, diseñados para tener una adecuada combinación de resistencia al calor, dureza y ductilidad, así como la conductividad térmica y la expansión térmica. Los daños se siguen produciendo y hay muchas formas en las que una herramienta de conformación en caliente puede ser dañada, por ejemplo por desgaste, deformación plástica, agrietamiento, fatiga térmica y fatiga mecánica. Incluso si las cargas mecánicas y las temperaturas varían entre las diferentes técnicas de conformación en caliente, la fatiga térmica es, en general, el mecanismo de daño más común.

Fatiga térmica puede ser definida como la fatiga producida por la repetición de las tensiones que son de origen térmico, es decir, las tensiones que surgen debido a la expansión o contracción. El daño es generalmente reconocido como una red de grietas en la superficie creada por las tensiones térmicas acumuladas y más a menudo se ve facilitada por fluencia y efectos ambientales tales como la oxidación.

Este trabajo surge debido a la necesidad de estudiar el comportamiento de la fatiga térmica en recubrimientos de aleaciones inoxidables para dados de forja, el cladding es una capa superficial que ayuda a retardar el deterioro de la superficie de las herramientas de forja durante el proceso de conformado de la materia prima.

## 1.2 Hipótesis

Desde el estudio de Revestimiento y sus variables de aplicación, es posible mejorar las propiedades mecánicas y aumentar la vida de los útiles en el proceso de forja.

## 1.3 Objetivos

Aumentar la vida de las herramientas de forja utilizando un revestimiento aplicado por la SAW

### 1.3.1 Objetivos específicos

- Evaluar las propiedades del Cladding
- Evaluar el análisis de fallos de herramientas.
- Estudiar el efecto del revenido en el cladding
- Estudiar la propagación de grietas después de los ensayos de fatiga térmica.
- Caracterización de precipitados y fases en el cladding.
-



#### 1.4 Justificación.

Como se ha mencionado anteriormente, estudiar el fenómeno de fatiga térmica y la interacción de con otros defectos es importante para evitar el deterioro de las herramientas en caliente e implementar soluciones que retrasen el desgaste en las zonas de trabajo.

Además estudiar el efecto de diferentes revenidos y el efecto que este tiene en los recubrimientos del cladding, en base a esto es posible realizar ensayos de fatiga térmica a especímenes recubiertos con diferentes revenidos y realizar estudios de agrietamiento superficial y transversal en la muestras, así también evaluar mecanográficamente el cladding y metal base, con el fin de estudiar la evolución micro estructural y la precipitación de carburos durante el revenido y posterior a los ensayos de fatiga térmica. Como resultado, se podrá conocer el desempeño de los recubrimientos del herramental, incrementar la vida útil y reducir los costos en herramientas de forja.

## Capítulo 2

### 2.1 Marco Teórico

#### 2.1.1 IMPORTANCIA

El uso de dados para la producción de piezas forjadas es actualmente la técnica más utilizada para la producción en masa de productos para diferentes tipos de industria. El proceso de forja de dados tiene varias ventajas obvias, pero no carece de inconvenientes, el más grave de los cuales es la baja durabilidad de las herramientas de formación [1]

Se estima que los costos de las herramientas pueden ascender a tanto como del 8 al 15% de los costes totales de producción. En realidad, si el tiempo necesario para reemplazar las herramientas gastadas y los casos en que las herramientas fallan inesperadamente se tienen en cuenta, los costos pueden aumentar hasta en un 30-50%. Además, desgaste de la herramienta contribuye de manera significativa al deterioro en la calidad de las piezas forjadas producidas. [1, 2,4]

Los defectos afectan a la funcionalidad del producto final hecha de la forja. Debido al alto nivel de competencia, los fabricantes de productos forjados buscan reducir sus costos y mejorar la calidad de los productos forjados, por el que están muy interesados en el problema de baja herramienta durabilidad

En términos de producción, la durabilidad de una herramienta se expresa generalmente por el número de piezas forjadas que se pueden realizar con esta herramienta para obtener productos de calidad deseada. En términos de la herramienta, la durabilidad se asocia con la degradación y por lo que se define como la capacidad de resistir los fenómenos de degradación. [5]

### 2.1.2 DEFECTOS

En la literatura sobre el tema se puede encontrar mucha información sobre los fenómenos de degradación, que se clasifican de diversas maneras. De acuerdo con las estadísticas proporcionadas por muchos autores, los dados de forja se consideran fuera de servicio debido a: la pérdida de sus dimensiones debido al desgaste por abrasión - 70% y la deformación plástica - 25% de los dados de forja, grietas por fatiga y por otras razones (defectos de material o estructural y tratamientos térmicos) - sólo el 5%. Muchos de los fenómenos a menudo ocurren simultáneamente y las correlaciones entre ellos dependen principalmente en el diseño de las herramientas, las condiciones en las que se forjan, el tratamiento térmico del material de la herramienta, la forma de la preforma, etc. [1,3]

### 2.1.3 Mecanismos de degradación

La vida útil de las herramientas de forja depende principalmente de su diseño, el tratamiento térmico del material de la herramienta, las condiciones en que se forjaron, la forma de la preforma, etc. En la literatura sobre el tema se puede encontrar mucha información sobre los fenómenos de degradación. La investigación ha demostrado que los siguientes mecanismos de desgaste se producen en la capa superficial de las herramientas de forja: desgaste por abrasión, fatiga termo mecánica, la deformación plástica, agrietamiento por fatiga, desgaste adhesivo y la oxidación. [[8,11]

La forma de la impresión de herramienta de trabajo, la determinación del tiempo de contacto, las presiones, la ruta de la fricción y los cambios en la temperatura, tiene una influencia sobre la tasa de ocurrencia de los mecanismos de degradación particulares muestra los lugares de la sección transversal en la que los mecanismos particulares dominan.[1]

#### 2.1.3.1 Mecanismos de abrasión

El desgaste abrasivo es el resultado de la pérdida de material, principalmente a través de la separación de material de la superficie. Esto ocurre cuando hay

suelto o fijo partículas abrasivas o irregularidades que sobresalen (formado de un material más duro) en las superficies de las partes que interactúan (Fig. 1). En el caso de herramientas de forja, que son mucho más duro que el material que está siendo formado, un mecanismo de este tipo se produce cuando las partículas abrasivas están presentes en las zonas de contacto entre la herramienta y el material que está siendo formado (Fig.3.2b).

El desgaste abrasivo se puede intensificar por los óxidos duros formados durante la oxidación a alta temperatura de las superficies de la forja y la matriz y las pequeñas partículas arrancadas de la superficie de la matriz

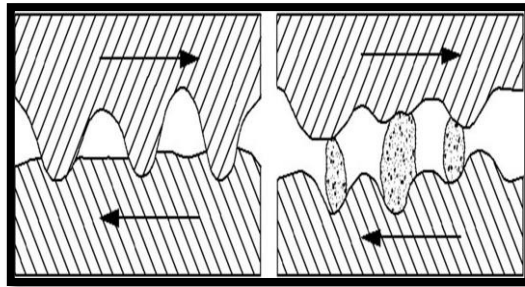


FIG.2.1. Mecanismos de abrasión. Representación típica de la interacción que produce desgaste abrasivo entre las herramientas y las matrices de forja. El lado derecho ejemplifica la presencia de óxidos entre la herramienta y el material a forjar.

#### 2.1.3.2 Mecanismo de desgaste adhesivo

El desgaste adhesivo se produce en la capa superficial donde micro áreas presentan una deformación plástica, especialmente donde hay irregularidades de la superficie. Por lo general ocurre a altas presiones y a velocidades relativamente bajas durante la interacción entre el material o materiales similares que muestran afinidad química. Los factores a destacar para la generación están en virtud de las altas presiones del material que forma cambios en la superficie de la herramienta, la eliminación de la capa de óxido que cubre la superficie de la forja y el de la herramienta.

Esto ocurre principalmente en las áreas de mayor concentración de irregularidades en la superficie. Cuando los materiales de ambas superficies están en contacto se producen fuerzas interatómicas locales entre ambas superficies, lo que da resultado un desplazamiento mutuo de los enlaces de las capas. Las deformaciones plásticas de la capa superficial en los lugares con tales enlaces contribuyen a este proceso.

El tamaño de las partículas rotas depende principalmente de los parámetros del proceso de forja y las propiedades de la capa de superficie de la herramienta y la de la forja.

Un ejemplo de este defecto está presente en la fig. 2.1-2.2. el cual muestra el mecanismo por el cual se genera este tipo de defecto. [1, 8, 9, 11,14]

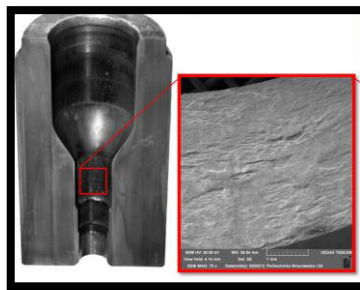


Fig.2.2 imagen defectos de adhesión (Deformación plástica) en un dado de forja

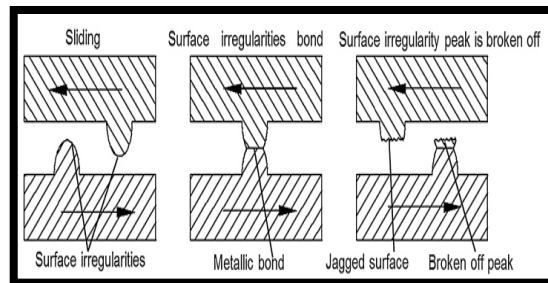


Fig2.2 mecanismo de degradación adhesivo, comportamiento general entre superficies

### 2.1.3.3 Deformación plástica

El debilitamiento del material causado por las altas temperaturas de los resultados en la disminución del punto de rendimiento del material, lo que

combinado con las interacciones mecánicas conduce a la deformación plástica de las herramientas en caliente en las zonas especialmente sensibles.

El cuadro 2.1 muestra los valores de los puntos de rendimiento a las temperaturas de 25 °C, 450 °C y 600 °C para los aceros para trabajo en caliente populares utilizados para herramientas de forja. En los procesos de forja en caliente la temperatura de la capa superficial de las herramientas puede alcanzar 800 °C, mientras que las tensiones generadas por las cargas externas pueden ser tan alta como 1.000 MPa, lo que indica que las deformaciones plásticas son altamente probable que ocurra en las herramientas de forja.[1]

Tabla 2.1 Rendimiento de temperaturas [1,5]

Grade of steel (steel symbol acc. to PS)	Yield point Re (MPa)		
	25 °C	450 °C	600 °C
1.2343	1570	1080	470
1.2344	1750	1040	540
1.2365	1570	1080	640

#### 2.1.3.4 Deformación plástica –dureza

La susceptibilidad a la deformación plástica de la capa en la superficie de la herramienta está ligada a la dureza de la superficie de la herramienta que está en contacto durante el proceso de forja. Por lo tanto datos sobre cómo los cambios de dureza en la herramienta como resultado del revenido espontáneo que se produce durante el contacto con el material caliente son muy útiles para predecir la posible aparición de deformaciones plásticas.

El mecanismo de temple depende de la difusión de elementos de carbono y de aleación el cual está estrechamente conectada con la temperatura y el tiempo. El efecto de la temperatura de revenido y la hora de la dureza del acero se expresa por el parámetro Holloman-Jaffe donde T - temperatura de revenido en la escala

Kelvin, K; t - tiempo en s templado; C - una constante dependiente concentración de carbono.

### **$M \propto T^{\frac{1}{4}} C^p \log t^p$**

Donde T - temperatura de revenido en la escala Kelvin, K; t - tiempo en s templado; C - una constante dependiente concentración de carbono.

El templado se suele correlacionar con la dureza y la temperatura de revenido en un tiempo de templado constante, en determinadas condiciones de laboratorio.

Diagramas que muestran las dependencias para los grados particulares de acero para herramientas se pueden encontrar en la literatura técnica y en tablas de especificaciones de materiales.

En condiciones reales de forja herramientas a alta temperatura están expuestas a la acción de altas presiones de forja, que pueden contribuir adicionalmente a la disminución en la dureza debido revenido. Fig2.3 [1, 5, 6,7]

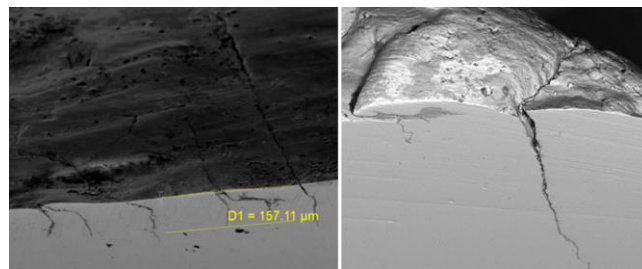


Fig.2.3 defectos del tipo deformación plástica en herramientas recubiertas, se observan grietas con profundidad al interior de los herramentales [1]

#### **2.1.3.5 Fatiga mecánica**

La fractura por fatiga mecánica en herramientas de forja ocurre debido a la acumulación de esfuerzos en la capa de la superficie, causada por los esfuerzos cíclicos generados por las cargas externas que experimenta la herramienta por los pasos de deformación durante la forja, como resultado las grietas aparecen

en lugares donde se concentran grandes esfuerzos de tensión del material. Fig.1 defecto fatiga mecánica en herramienta de forja. [5,14]

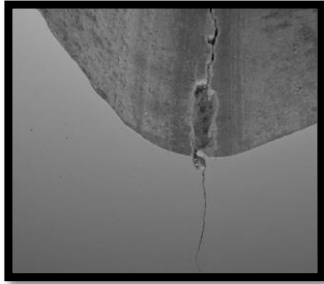


Fig. 2.4 Defecto fatiga mecánica en dado de forja en caliente. [5]

#### 2.1.3.6 Fatiga Térmica

La fatiga térmica es un tipo de desgaste en la que una pérdida local de la cohesión y la pérdida material resultante son causados por la fatiga del material debido a la acción cíclica de tensiones (generada por las altas presiones, es decir, cargas mecánicas y los gradientes de temperatura) en la capa de superficie de la herramienta de forja.

Debido a las cargas cíclicas térmicas intensivos, producidos por el calentamiento y enfriamiento de las superficies de la herramienta, el material se tensa y se comprime alternativamente por el cual surgen tensiones térmicas que resultan en una red de grietas. [1, 5, 6, 10,12]



A



B

Fig. 2.5 Fatiga térmica. Herramientas usadas durante el proceso analizado.



Además, la presencia de cargas mecánicas cíclicamente variables conduce a procesos de fatiga, que se intensifican a medida que aparezca la red de grietas causadas por la fatiga térmica, resultando en macro fisuras.fig3.1,

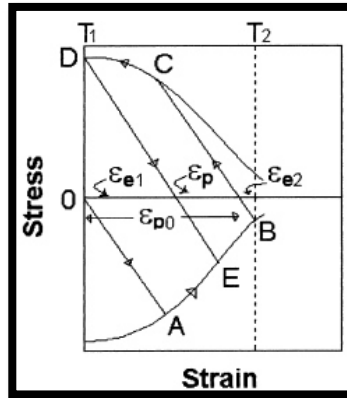


Fig. 2.6 Diagrama esfuerzo/deformación para ciclos térmicos. Fig. 1 ilustra, de forma esquemática, los ciclos de tensión-deformación durante el trabajo en caliente. Se puede observar en esta figura que dos deformaciones elásticas están involucrados: EE2, la deformación elástica a la temperatura máxima, T2 y EE1, la deformación elástica a la temperatura mínima, T1. En el primer ciclo el material está en una condición libre de estrés. Durante el primer ciclo de calentamiento la evolución de la tensión sigue OAB. En A la tensión inducida térmicamente intercepta la curva de temperatura X límite elástico y la sigue hasta el punto B. Durante el enfriamiento de T2 a T1, la evolución sigue BCD, lo que implica una deformación plástica de compresión igual a  $\epsilon_p$ . Esta deformación por compresión es diferente de la EPO, la deformación plástica del primer ciclo de calentamiento. Por lo tanto, los ciclos térmicos posteriores seguirán el curso BCDEB [1,2], resultando eventualmente en la fatiga térmica [2]. Este proceso es una de las principales causas del fracaso mueren en el trabajo en caliente y es responsable de 70% de los fracasos en la fundición a presión [1,2].

## 2.2 CLADDING

Revestimiento (cladding) es un proceso utilizado para el desarrollo de superficies con propiedades deseadas mediante el depósito de una capa relativamente gruesa de distintas aleaciones que actúan como revestimiento a otros materiales.

El cladding genera una fuerte unión metalúrgica entre el revestimiento de la superficie y el sustrato. Por lo tanto podemos recomendar el revestimiento apropiado para una mayor protección contra la corrosión, resistencia al desgaste o dureza. El cladding de aleación de acero inoxidable martensítico en el acero de

baja o alta aleación se aplica con frecuencia a los rodillos en la colada continua, laminación en caliente, herramientas de forja, decapado con ácido y en la producción de diversos grados de acero.

Sin embargo, cuando se aplica a altas temperaturas, los materiales de revestimiento sufren agrietamiento o deterioro debido a los procesos de calentamiento / enfriamiento, lo que resulta en pérdidas significativas de metales básicos. Por lo tanto, los metales de soldadura son tratados con calor después de la soldadura para mejorar la fuerza y prolongar la vida útil. Soldadura de tungsteno Gas arco (GTAW), soldadura por arco sumergido (SAW), y los procesos desarrollados más recientemente, como chorro de plasma (PAW) son ampliamente utilizados para la deposición de las soldaduras.

Es bien conocido que el plasma de arco transferido (PTA) es un método eficiente, utilizando plasma como fuente de calor y el polvo de aleación como el consumible superficie. Hay muchas ventajas, como la deposición de muy alta calidad, alta concentración de energía, la zona afectada por el calor estrecho, menos distorsión de soldadura, etc. Sin embargo, se observaron ciertas desventajas, a saber, las bajas tasas de deposición, rociado, y los costos muy elevados del material. Por el contrario, revestimientos SAW ofrece muy alta eficacia de fusión, compatible con la automatización, revestimientos de grandes áreas, lo que resulta en este método de ser seleccionado en plantas industriales. En este estudio, las tiras de acero inoxidable martensíticos se depositaron en acero al carbono 4340 utilizando el proceso de revestimiento de SAW. Se examinaron los efectos del tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT) en la microestructura, dureza y resistencia a la fatiga térmica.

Puesto que la composición de los aceros inoxidables martensíticos se ajusta para optimizar resistencia y dureza, la resistencia a la corrosión de estos aceros es relativamente pobre comparada con los austeníticos y ferríticos.

Estos aceros pueden mejorar su resistencia a la corrosión cuando han sido templados y pulidos]. Los aceros inoxidables martensíticos son magnéticos y pueden trabajarse en frío y en caliente sin dificultad, se maquinan fácilmente,

tienen buena tenacidad y buena resistencia a la corrosión atmosférica y a algunos agentes químicos. En la tabla III se muestra las propiedades físicas importantes de los aceros inoxidable martensíticos más comunes. [10]

### 2.2.1 Aceros inoxidable

Los aceros inoxidable son aleaciones que contienen aproximadamente 12 % de cromo como mínimo. En una atmósfera oxidante, este porcentaje de Cr es suficiente para la formación de una capa adherente y estable de óxido de Cromo ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ), llamada también cromita, que protege al acero de la corrosión en un ambiente químicamente agresivo [9], En la figura 2.1 se ilustra **como** disminuye la acción corrosiva en un acero, con el contenido de Cr.[10]

### 2.2.2 Aceros inoxidable martensíticos.

Son esencialmente aleaciones de Fe-Cr que contienen de 11.5 a 18 % de Cr, con suficiente carbono (0.15 a 1%), de tal modo que es posible obtener la estructura martensítica por temple desde la región de fase austenítica para posteriormente revenirlo para reducir tensiones y aumentar la tenacidad, por lo tanto el tratamiento térmico de los aceros inoxidable martensíticos es muy similar a los realizados para los aceros ordinarios grado maquinaria [10,11].

Existe una extensa variedad de aceros inoxidable cada uno de los cuales posee propiedades para alguna aplicación específica; así, algunos aceros inoxidable diseñados para trabajar a altas temperaturas contienen hasta un 30% de Cr; a otros se les añade Ni, Ti y Mo para tener mejor estabilidad estructural y resistencia a la corrosión; a otros, S y Se para obtener propiedades que faciliten su maquinabilidad o le son añadidos C, Al, Cu y Mo para mejorar su dureza, o también la cantidad de Ni se puede incrementar para proporcionar una mayor formabilidad y dureza a la aleación.

Básicamente, las características importantes que deben ser consideradas en la selección de un acero inoxidable son:

- Resistencia a la corrosión y oxidación en el ambiente de operación.
- Propiedades mecánicas, eléctricas, magnéticas, térmicas y acabado superficial del acero.
- Características de fabricación (laminado, trabajado en frío, en caliente, etc.).
- Soldabilidad y sus consecuencias.

Existe una gran variedad de aplicaciones de los aceros inoxidables como materiales de ingeniería, para identificarlos la American Iron and Steel Institute (AISI)

Tabla 2.2 [10]. Tipos de aceros inoxidables.

Clasificación de aceros inoxidables según la AISI,	
Designación de la serie Grupos	
2 xx	Cr-Ni-Mn; no endurecibles, austeníticos no-magnéticos
3 xx	Cr-Ni; no endurecibles, austeníticos no-magnéticos
4 xx	Cr endurecibles, martensíticos, magnéticos.
4 xx	Cr; no endurecibles, ferríticos, magnéticos
5 xx	Cr; bajo cromo, resistentes al calor.

- Austeníticos (FCC, cúbica centrada en las caras)
- Ferríticos (BCC, cúbica centrada en el cuerpo)
- Martensíticos (Tetragonal centrada en el cuerpo).
- Dúplex (Austeníticos-ferríticos y Ferríticos-martensíticos).
- Aleaciones endurecidas por precipitación (base austeníticos o Martensítica).

### 2.2.3 Aplicación de cladding SAW

La soldadura de arco sumergido (SAS o submerged arc welding, SAW), es un proceso que usa un electrodo de alambre desnudo consumible continuo, el arco se protege mediante una cobertura de fundente granular.

#### 2.2.3.1 Descripción del proceso

El alambre del electrodo se alimenta automáticamente desde un rollo hacia dentro del arco eléctrico. El fundente se introduce a la unión ligeramente adelante del arco de soldadura, mediante gravedad, desde un tanque alimentador.

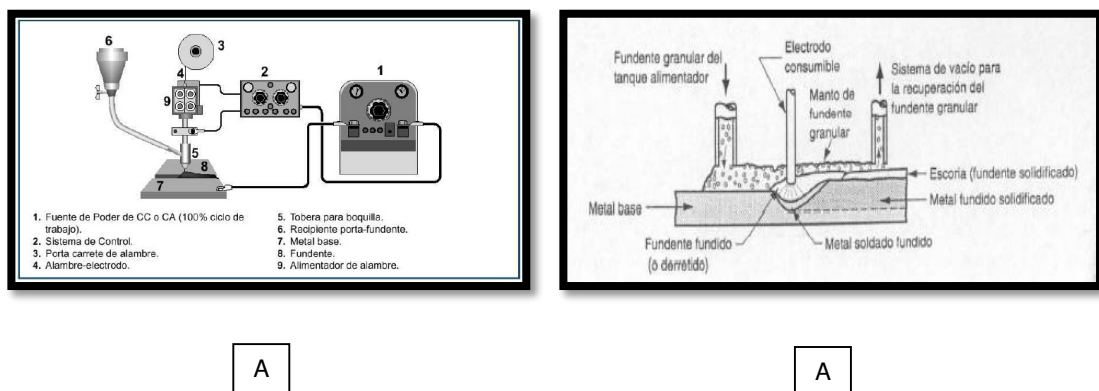


Fig.2.7 representación esquemática de un proceso de soldadura por arco sumergido.

Fundamento SAW fig. 2.7. El manto de fundente granular cubre por completo la operación de soldadura con arco eléctrico, evitando chispas, salpicaduras y radiaciones.

La parte del fundente más cercano al arco se derrite y se mezcla con el metal de soldadura fundido para remover impurezas, que después se solidifican en la parte superior de la unión soldada y forman una escoria con aspecto de vidrio.

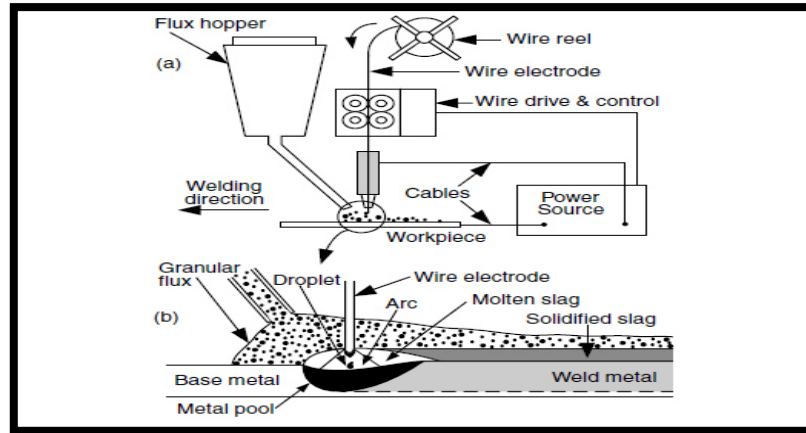


Fig. 2.8. Protección de SAW La escoria y los granos de fundente no derretidos en la parte superior proporcionan una buena protección de la atmosfera y un buen aislamiento térmico para el área de soldadura. Lo cual produce una soldadura con un enfriamiento relativamente bajo y a su vez produce una soldadura con buena resistencia y ductilidad. Este proceso de soldadura es empleado en, aceros bajo carbono, aceros inoxidables, pero no en aceros de alto carbono, aceros de herramientas y tampoco la mayoría de los metales no ferrosos.[15,16]

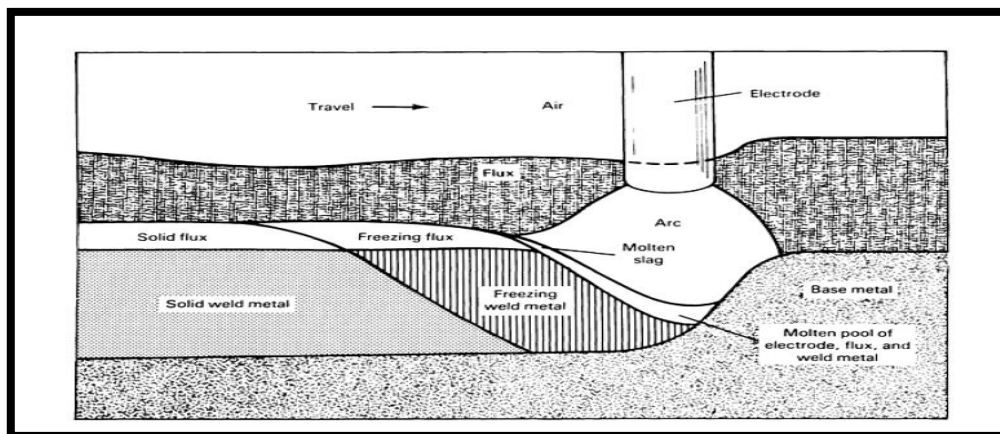


fig. 2.9 proceso de SAW. Soldadura protegida por el manto granular.

### Variables de operación

El control de las variables de operación en la soldadura por arco sumergido es indispensable para obtener tasas de producción elevadas y soldaduras de buena calidad. Estas variables, en orden aproximado de importancia, son las siguientes:

- 1) Amperaje de soldadura
- 2) Tipo de fundente y distribución de partículas
- 3) Voltaje de soldadura

- 4) Velocidad de soldadura
- 5) Tamaño del electrodo
- 6) Extensión del electrodo
- 7) Tipo de electrodo
- 8) Anchura y espesor de la capa de fundente

### 2.3 FATIGA TERMICA

En las aplicaciones de formado en caliente, como estampado, laminado, operaciones de forjado, o vaciado en fundición, la vida útil de las herramientas son limitadas debido a sus condiciones de trabajo extremas en términos de cargas térmicas y mecánicas que resultan del contacto estrecho entre las herramientas y la pieza de trabajo en caliente (1200 C para la forja de acero) o el metal fundido, Bajo tales condiciones de trabajo, las herramientas están dañados generalmente a través de desgaste y fatiga por desgaste mecánico y/o térmico .

El proceso de daño por fatiga térmica durante las operaciones de conformado en caliente, los resultados básicamente se generan debido a la alternancia de esfuerzos de compresión y de tensión generados en la superficie de las herramientas que surgen de diferencial de expansión / contracción térmica durante repentinos cambios de temperatura transitorios durante el trabajado.

El término fatiga térmica se refiere a los cambios en la estructura y la forma, y también fractura de los materiales debido al calentamiento y enfriamiento cíclico. Fatiga térmica es a menudo la causa determinante de daños o fallas de piezas o estructuras de servicio pesado.

Es decir, si un cuerpo sólido es expuesto a un medio con una diferencia de temperatura considerable, la temperatura a través de su sección cambia repentinamente y de manera no uniforme, como consecuencia se originan gradientes térmicos.

Las diversas partes del cuerpo tienden a expandirse o contraerse en dimensiones diferentes, pero cada parte es restringida en cierto grado por la región vecina. Esto conduce a un sistema de deformaciones transitorias y esfuerzos asociados comúnmente conocido como choque térmico.[17]

### 2.3.1 COMPORTAMIENTO DE LA FATIGA TERMICA

Los esfuerzos térmicos son originados cuando la expansión o contracción producida por el calentamiento o enfriamiento de un componente o estructura es impedido o restringido.

Es decir, si un cuerpo sólido es expuesto a un medio con una diferencia de temperatura considerable, la temperatura a través de su sección cambia repentinamente y de manera no uniforme, como consecuencia se originan gradientes térmicos. Las diversas partes del cuerpo tienden a expandirse o contraerse en dimensiones diferentes, pero cada parte es restringida en cierto grado por la región vecina. Esto conduce a un sistema de deformaciones transitorias y esfuerzos asociados comúnmente conocido como choque térmico

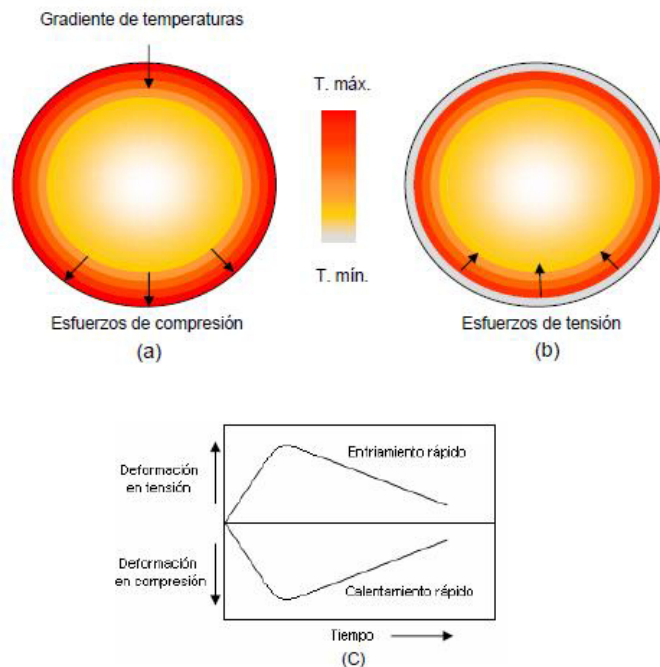
Los esfuerzos se originan debido a diferencias de temperatura dentro del cuerpo, pero también pueden desarrollarse en la ausencia de gradientes de temperatura. Por ejemplo, la expansión libre de un cilindro hueco calentado uniformemente puede ser evitada por restricciones externas, provocando esfuerzos de compresión.

El efecto acumulativo de los esfuerzos térmicos repetitivos puede ocasionar distorsión excesiva o agrietamiento por fatiga térmica. La vida del material termina cuando el cambio de forma debido a la distorsión es más de lo que puede ser tolerado o cuando las grietas de fatiga se han propagado a un tamaño crítico. Esto puede provocar que el tiempo de vida del material sea mucho menor a lo que se tenía contemplado en el diseño, volviéndose de esta forma la fatiga térmica un tema de vital importancia en el ámbito industrial. [17,18]



### 2.3.2 ESFUERZOS Y DEFORMACIONES TÉRMICAS

Las deformaciones y esfuerzos en un cuerpo sólido sujeto a choque térmico son determinadas por la distribución de temperatura. Como se puede observar en la Figura 2.10 a), durante un calentamiento rápido, la temperatura de las capas superficiales se incrementa apresuradamente, mientras que la temperatura promedio del cuerpo se incrementa lentamente. De forma inversa, la Figura 2.10b) muestra que durante un enfriamiento rápido, la temperatura superficial (TS) disminuye apresuradamente y la temperatura promedio (TAV) disminuye lentamente. [17, 18,19,]



2.10. Comportamiento de la restricción volumétrica en un objeto sometido a fatiga térmica. A.- cuerpo cilíndrico expuesto a calentamiento, mostrando la dirección de los esfuerzos de compresión. B.- e cuerpo cilíndrico expuesto a calentamiento, mostrando la dirección de los esfuerzos en tensión. C.- deformaciones que experimenta un material durante los rápidos enfriamientos y calentamientos en un cuerpo [17]

Durante cada choque térmico, la diferencia entre las temperaturas superficial y promedio es una medida del gradiente térmico experimentado en la superficie.

El valor de  $(T_S - T_{AV})$  se incrementa rápidamente a un máximo y disminuye con el tiempo, como se muestra en las Figuras 0.0 a) y b).

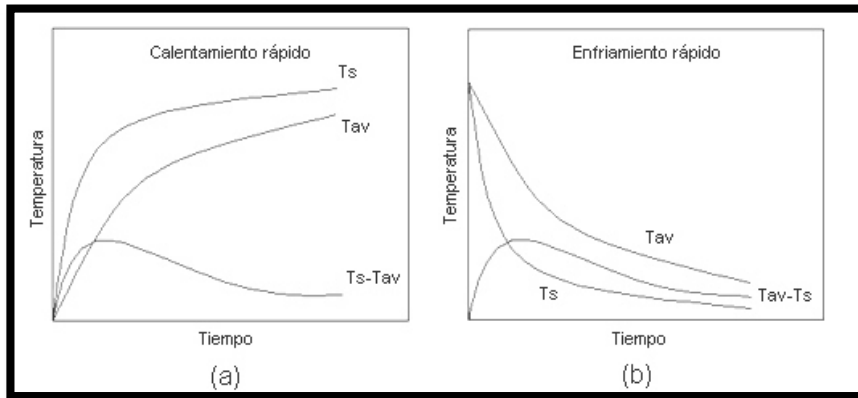


Figura 2.11. Distribución de temperaturas: a) calentamiento rápido; b) enfriamiento rápido

Durante un calentamiento rápido las capas superficiales tratan de expandirse más rápido que las capas interiores, las cuales no están expuestas al calentamiento acelerado. Sin embargo, la expansión es impedida por la gran cantidad de masa del interior y el resultado son deformaciones superficiales compresivas. De manera inversa, en el enfriamiento rápido, las capas superficiales tratan de contraerse pero son restringidas por las capas interiores, produciendo deformaciones tensiles.

La deformación térmica se define como el producto de la diferencia entre la temperatura superficial y la temperatura promedio y el coeficiente de expansión térmica del material sobre el rango de temperatura evaluado de  $T_S$  a  $T_{AV}$ , como se muestra en la ecuación 2.1; donde  $T_S$  es la temperatura superficial,  $T_{AV}$  es la temperatura promedio del material y  $\alpha$  es el coeficiente de expansión térmica.

$$\varepsilon_T = \alpha(T_{AV} - T_S)$$

El valor del coeficiente de expansión térmica sobre el rango de temperaturas es expresado según la ecuación 0.0:

$$\alpha = \frac{1}{T_{AV} - T_S} \int_{T_S}^{T_{AV}} \alpha(T) dT$$

La fatiga en metales puede ser dividida en altos ciclos (10<sup>5</sup> -10<sup>8</sup> ciclos) y en bajos ciclos (1/4 -10<sup>5</sup> ciclos). El daño por fatiga térmica comúnmente sucede a bajos ciclos, por lo tanto, esto proporciona una indicación de que ocurre deformación plástica en cada ciclo térmico. Es difícil obtener la falla de un material dúctil inducido por un solo ciclo de esfuerzos térmicos. La deformación debido a fatiga térmica es causada cuando se presenta cedencia cíclica o flujo plástico repetitivo [17,18]

### 2.3.3 Cálculo de la vida a la fatiga.

Un simulador de fatiga térmica (MEFT) a escala de laboratorio se ha diseñado, construido y puesto en marcha para el estudio de la fatiga térmica de los aceros para herramientas y aceros recubiertos los cuales son usados en proceso o trabajos en caliente, lo cual opera por medio de calentamiento y enfriamiento rápido alternado. Las características básicas de diseño, características de construcción, y las capacidades de ensayo del simulador de fatiga térmica no son parte del alcance de esta tesis es posible encontrar más información en las siguientes referencias de la parte inferior.

Una vez discutidos los perfiles térmicos y las magnitudes de esfuerzos y deformaciones, el objetivo de este apartado es el de calcular los ciclos térmicos necesarios para inducir una grieta en el material.

Se cuenta con la información necesaria para resolver la ecuación de fatiga térmica a bajos ciclos de Coffin-Manson de la ecuación xx, además que los resultados experimentales concluyen que la MEFT es un sistema de fatiga térmica a ciclos bajos [18,19]

$$N_f = \left[ \frac{C \epsilon_f}{\Delta \epsilon_p} \right]^{\frac{1}{n}}$$

Donde  $N_f$  es el número de ciclos térmicos para la iniciación de la grieta,  $C$  y  $n$  son constantes con valores de 0 a 1,  $\epsilon_f$  es la deformación real a la fractura y  $\Delta \epsilon_p$  es el rango de la deformación plástica. [19]

#### 2.4 Precipitación de carburos en fatiga térmica. Sensitización.

Uno de los principales criterios para seleccionar un acero inoxidable es su resistencia a la corrosión. Sin embargo, la soldadura puede reducir esta resistencia, en especial en las zonas expuestas al calor, tanto al metal base y especialmente a la zona afectada térmicamente (HAZ).

La sensitización se refiere a la pérdida de la resistencia a la corrosión, la cual puede ocurrir si los aceros son enfriados lentamente desde la temperatura de disolución (1100°C) o recalentados en el rango de temperaturas 550 – 850 °C [20,21]

La sensitización está asociada con la precipitación de carburos en los límites de grano. El carbono se combina con el cromo para formar carburos de cromo en el borde de los granos, como el  $M_{23}C_6$ . El área adyacente a los carburos tiene menor cantidad de cromo (menor al 11%), evitando que se forme la película protectora de óxido de cromo, perdiendo la resistencia a la corrosión. Cuando la red de carburos de cromo es continua, la envoltura empobrecida en cromo alrededor de los granos puede ser atacada selectivamente. En el peor de los casos, la capa empobrecida en cromo se corroe completamente y los granos se separan del metal base, ocasionando corrosión intergranular. La sensitización también reduce la resistencia a la corrosión de tipo localizada, debido a que existen zonas con mayor concentración en cromo que otras, las cuales son más susceptibles a la corrosión del tipo localizada. [20]

El aspecto exterior del acero que sufre la corrosión intergranular, es en los primeros momentos normal. Con el tiempo los granos poco a poco van perdiendo cohesión, llegando luego, cuando el ataque es muy pronunciado, a agrietarse completamente. Al ser plegado un material, en el que ha empezado a desarrollarse la corrosión intergranular, aparecen numerosas grietas y fisuras en las zonas más débiles.

#### 2.4.1 Factores que influyen en la forma de producirse la sensitización.

Una característica importante de un acero austenítico inoxidable, es la susceptibilidad a un importante cambio microestructura, si se expone en el rango de temperaturas entre 550 – 850°C.

La cinética de precipitación de los carburos depende de una serie de factores, los cuales pueden ser ilustrados en la figura 00. La temperatura y el tiempo de exposición es un factor, el otro es el contenido de carbono presente en el material. La figura 2.5 ilustra las curvas de inicio de sensibilización tiempo-temperatura para un acero 304, con distintos contenidos de carbono. Las curvas para otros aceros austeníticos son similares. Se dice que una aleación está sensibilizada cuando a una temperatura y tiempo determinado, para un contenido de carbono, se encuentra a la derecha de la curva de % de carbono.

Por ejemplo, se aprecia que la aleación con 0,062 %C podría sensibilizarse en un tiempo pequeño de 2 a 3 minutos a 700 °C. Además, para contenidos de carbono de 0,062%, 0,058%, 0,056%, 0,052%, estas aleaciones podrían quedar sensibilizadas antes de los diez minutos, para una temperatura entre los 600-800°C. Por otro lado, el tipo 304 con 0,03% de carbono podría mantenerse entre 595-650°C por 8 horas antes de sensibilizarse, asimismo con un contenido de 0,02%C, la aleación quedaría sensibilizada después de 100 horas, entre los 500-600°C. Esta es una de las razones por las que se prefieren los grados bajos en

carbono como el 304L o 316L, debido a que la zona afectada térmicamente no permanece el tiempo suficiente para sensibilizarse, asimismo estos aceros tienen una mayor resistencia a la corrosión intergranular.

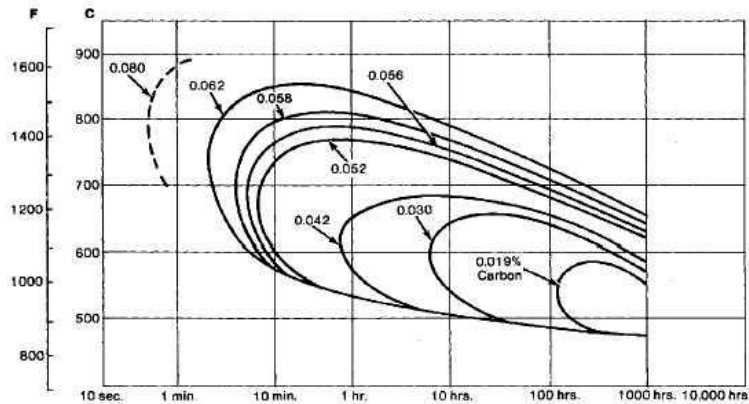


Figura 2.12 Curvas de tiempo-temperatura precipitación para diferentes contenidos de carbono. Fuente: NIDI

Cuanto mayor es el contenido de carbono, mayor es el riesgo a sensibilizarse en un corto periodo de tiempo. En cambio, para contenidos muy bajos de carbono la sensibilización ocurre después de muchas horas, tal es el caso para un contenido de 0,019%C.

Como hemos visto, el tiempo de permanencia en la zona de temperaturas críticas, juega un papel importante en la determinación del contenido límite de carbono. Por lo tanto, es importante conocer el tiempo de mantenimiento mínimo en la zona de sensibilización a partir del cual el acero se sensibiliza, sobre todo en ensambles soldados destinados a emplearse en medios corrosivos húmedos.

#### 2.4.2 Transformaciones de los constituyentes microscópicos en la sensitización.

Al calentar un acero de más de 0,03% de carbono a 500 °C, en las uniones de los cristales de austenita comienzan a formarse carburos de cromo. Estos carburos, que son de composición variable y cuyo contenido en cromo suele

oscilar entre 30 y 90% y de carbono entre 1 y 2%, se forman a costa del carbono y del cromo de los cristales de austenita cercanos. Estos cristales se empobrecen en estos elementos, disminuyendo, por lo tanto, en esas zonas el porcentaje de cromo y de carbono.

En la figura 2.13 se representa gráficamente el fenómeno de formación de carburos en las uniones de los granos al ser calentados entre 500-850 °C. En ella se aprecia cómo los granos de austenita pierden carbono y cromo en la proximidad de los puntos donde se forman carburos. Además, se observa que la zona de pérdida de carbono es mayor en comparación a la zona de pérdida de cromo. El porcentaje en cromo, baja desde 18% a menos de 12%; y el porcentaje de carbono, de 0,08 a 0,02%. Ver figura 2.13.

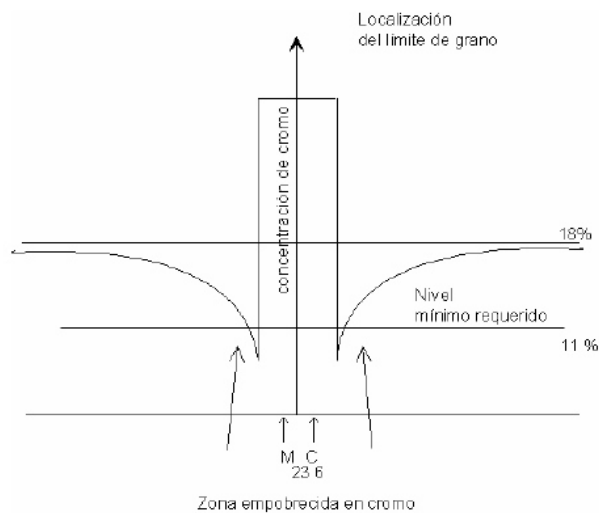


Figura 2.13 Disminución del contenido de cromo en las adyacencias del límite de grano.

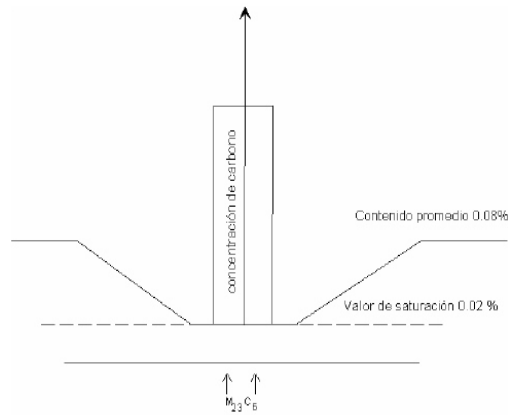


Figura 2.14 Disminución del contenido da carbono hasta el límite de saturación.

El carburo del tipo  $M_{23}C_6$ , es el principal carburo, generalmente este carburo se encuentra en las primeras etapas de precipitación de fases secundarias. Otra notación, más general, es  $Cr_{23}C_6$ , el cual está principalmente compuesto de cromo; sin embargo elementos como níquel, molibdeno, hierro, substituyen parcialmente al cromo.

El carburo  $M_{23}C_6$  usualmente se presenta en los siguientes sitios de nucleación y en el siguiente orden. En los límites de grano, en los sublímites de grano coherentes e incoherentes (límites de grano gemelos) y en sitios intragranulares. Generalmente en los dos últimos se presenta para tiempos de permanencia muy largos a altas temperaturas.

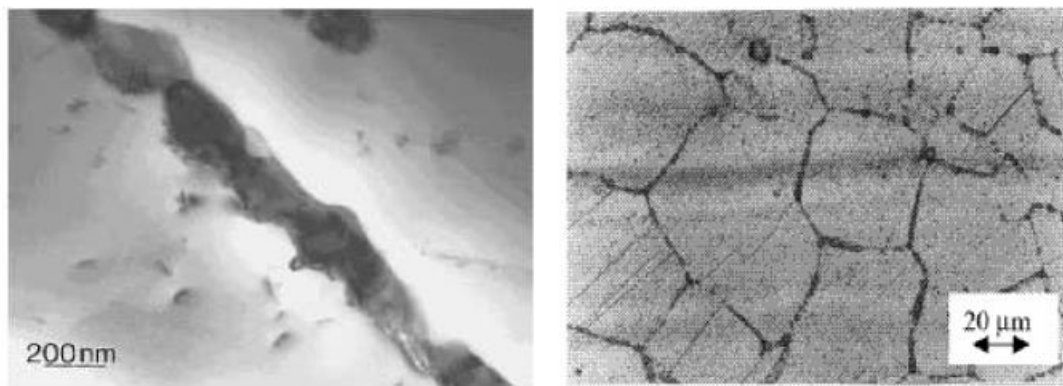


Figura 2.15 a) Der. Muestra el desplazamiento de la cara interna debido al engrosamiento del precipitado. Fuente: Sourmail8 b) Izq. Se aprecian finos carburos intergranulares. Fuente: Sourmail8



La precipitación del  $M_{23}C_6$ , en los límites intergranulares, ha sido el centro de muchas investigaciones, motivadas por la importancia en términos de resistencia a la corrosión. En los límites de grano este carburo está asociado con corrosión del tipo intergranular. Generalmente precipita después de muy cortos tiempos de permanencia (30 min. a  $750^{\circ}\text{C}$ ), incluso en aceros estabilizados (AISI 321 y 347). Es capaz de ocasionar, por su engrosamiento, el desplazamiento de la intercara, tal como se aprecia en la figura 0.0 a, en la que se muestra de un solo lado de la cara interior, el nuevo límite de grano, mientras que el otro muestra un aspecto aserrado. También, suele presentarse como finos carburos intergranulares. [20,21]

## CAPÍTULO 3 EXPERIMENTACIÓN

### 3.1 INTRODUCCION

En el capítulo se aborda el procedimiento experimental realizado para la caracterización del fenómeno de fatiga térmica que ocurre en un cladding, el cual es empleado como recubrimiento para herramientas de forja abierta.

Se analizaron herramientas mediante pruebas no destructivas para encontrar, defectos en aplicación y evaluar la calidad del cladding, las técnicas utilizadas fueron Ultrasonido (UT) y líquidos penetrantes.

Posteriormente se explicara la metodología de la evaluación metalográfica, a testigos de soldadura, con el fin de conocer las propiedades del cladding y metal base. También se realizaron tratamientos térmicos de revenido para el estudio de dureza del cladding en los testigos.

También se describen los ensayos de fatiga térmica, a los cuales fueron sometidos los testigos de soldadura seleccionados y el equipo (MEFT), en el cual se llevaron a cabo los ensayos y las condiciones experimentales de tal prueba.

A continuación un breve esquema de actividades.

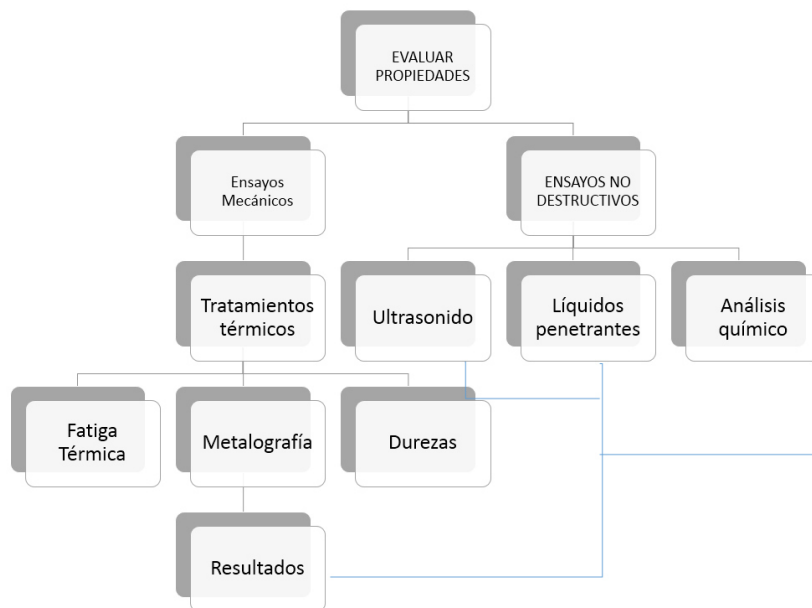


Fig. 3.1. Diagrama de actividades

### 3.2. ANÁLISIS DE CAMPO

Como parte del trabajo de tesis se realizó una inspección de campo para conocer los parámetros de reparación de los dados de forja abierta, la técnica empleada para la aplicación de recubrimientos de soldadura (cladding) es por medio arco sumergido (SAW por sus siglas en ingles).

#### 3.2.1. PRUEBAS DE ULTRASONIDO

El equipo utilizado fue UT tester, modelo epoch 600, marca olympus con un transductor de 1 pulgada, y frecuencia de 1 Hz, la técnica usada fue la técnica de haz normal, este método es una variante del método de contacto directo, se basa en que el transductor y la pieza de ensayo se encuentran en contacto directo. Siempre, en la interface entre el transductor y la superficie de la pieza fig. 3.3 se coloca algún material acoplante para garantizar la buena transmisión de la onda acústica.

Como se mencionó anteriormente la técnica de haz normal fue la técnica usada la cual, la incidencia del haz ultrasónico es perpendicular a la superficie límite o interface de transductor. El tipo de onda transmitida en esta técnica es una onda longitudinal como se muestra en la fig.3.2. [21]

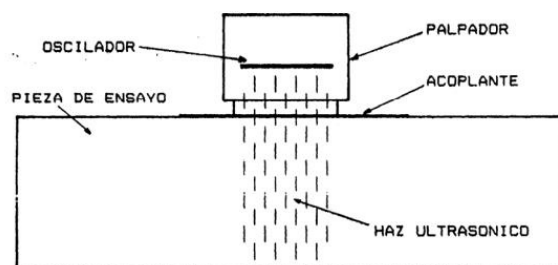


Fig.3.2.Representación de la prueba de UT. [21]

La profundidad de penetración de haz puede variar según la geometría de la pieza en nuestro caso se tomó el total de la profundidad de la herramienta para abarcar la zona de reparación de cladding y el material base del dado de forja.

Su principal aplicación es la detección de discontinuidades y defectos internos, aunque también es utilizado para detectar defectos superficiales, para definir características de la superficie tales como: medida de corrosión y espesor, grietas, laminaciones, poros, traslapes y otras discontinuidades que se producen en la Interface que pueden ser detectadas fácilmente, inclusiones y otras partículas extrañas pueden ser también detectadas causando baja reflexión. Con frecuencias menores es posible determinar el tamaño de grano.



Fig. 3.3 superficie de análisis por ultrasonido (UT). En la imagen se observa la superficie maquinada de un dado plano de forja

### 3.2.2 LÍQUIDOS PENETRANTES

También se inspeccionaron las herramientas de forja abierta después de la aplicación del cladding por líquidos penetrantes fig3.4.

La inspección por líquidos penetrantes es un tipo de ensayo no destructivo que se utiliza para detectar e identificar discontinuidades presentes en la superficie de los materiales examinados.

El tipo de penetrante fueron los eliminables con disolvente, los cuales no son solubles en agua. Para su remoción se utiliza un disolvente no acuoso, denominado (eliminador). Son muy prácticos de utilizar ya que el solvente generalmente se presenta en aerosol.

El procedimiento consiste en aplicar un líquido coloreado o fluorescente con muy baja tensión superficial a la superficie en estudio, el cual penetra en cualquier discontinuidad.

Después de un determinado tiempo se elimina el exceso de líquido y se aplica un revelador, el cual absorbe el líquido que ha penetrado en las discontinuidades y sobre la capa del revelador se delinea el contorno de éstas.

Las aplicaciones de esta técnica son amplias, y van desde la inspección de piezas críticas como son los componentes aeronáuticos hasta los cerámicos como las vajillas de uso doméstico.

Se pueden inspeccionar materiales metálicos, cerámicos vidriados, plásticos, porcelanas, recubrimientos electroquímicos, entre otros. Una de las desventajas que presenta este método es que sólo es aplicable a defectos superficiales y a materiales no porosos. [21]

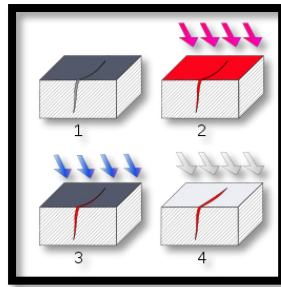


Fig.3.4.- Proceso general de inspección por líquidos penetrantes 1. Corte de un material que presenta una grieta .2. La superficie del material se cubre con penetrante. 3. Se elimina el exceso de penetrante. 4. Se aplica el revelador, volviéndose visible el defecto.

### 3.3TESTIGOS DE SOLDADURA

#### 3.3.1 INTRODUCCION

Los testigos buscan replicar las condiciones de aplicación del cladding en un material base 4340, y así facilitar el análisis metalográfico para conocer su estructura, detección de defectos, también realizar pruebas de dureza y tratamientos térmicos así como estudiar las propiedades obtenidas después de la aplicación del cladding en los herramentales.

### 3.3.2 MAQUINADO DE TESTIGOS

Para la fabricación de estos especímenes se usó una placa de AISI4340, como material base, el cual es utilizado para la fabricación en herramientas.

La placa consta de las siguientes medidas, 20.32cm de largo, por 10.16cm de ancho y 2.54cm de altura. Fig. 3.5

Este testigo consistió de la aplicación de cladding, simulando la reparación de un dado plano, herramienta usada en el proceso de forja abierta. La cual consta de un precalentamiento del material base calentado a 300°C, para después aplicar una capa de soldadura stoody 104(soldadura intermedia) de 1/8 de pulgada de material que realiza la función de unión entre el material base AISI 4340 y la soldadura de contacto thermalcad 423 (soldadura en superficie), la cual funge como la soldadura de trabajo, después de aplicar la soldadura intermedia, y manteniendo una temperatura de 260°C entre pasos se realiza la deposición de las soldadura thermaclad423, la cual en reparación se aplican máximo tres capas de 1/8" de pulgada en cada capa, y se dejan enfriar en colcha cerámica para obtener un enfriamiento homogéneo en la pieza.

Esta descripción es un proceso utilizado en la elaboración de los testigos de soldadura, la cual es similar a la reparación de un dado de forja abierta, con el fin de estudiar los fenómenos metalúrgicos que ocurren en la aplicación de soldadura y tratamientos térmicos.

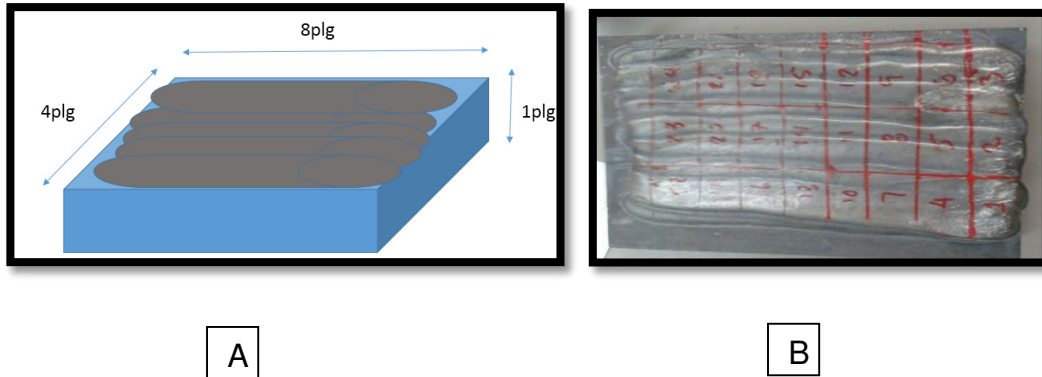


Fig.3.5 testigo de soldadura .A diseño para la aplicación de la soldadura , B después de la aplicación de cladding y rallado para testigos de soldadura

Posterior a esto se realizó el corte de muestras para realizar análisis metalográfico, análisis químicos, pruebas de dureza y diferentes tratamientos térmicos con las medidas descritas anteriormente, Fig.3.5.

### 3.3.3. PROPIEDADES METAL BASE AISI 4340

El material base utilizado para la fabricación de herramientas es la aleación AISI / SAE 4340 acero se considera el estándar por todos los que se comparan otros aceros de ultra alta resistencia.

Combina profunda templabilidad de alta ductilidad, tenacidad y fuerza. Como característica presenta buenas propiedades para ser soldado. La condición de nuestro material es con una forja previa antes de la aplicación de cladding. A continuación el análisis químico de las muestras trabajadas.[22]

Tabla 3.1 Análisis Químico para material base.

4340: Porcentaje de elemento %						
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr
0.469	0.818	0.010	0.013	0.3	1.74	0.90
Mo	Cu	V	Nb	Ti	Al	Fe
0.245	0.153	0.08	0.001	0.0014	0.0249	95.3

\*Porcentaje de cada elemento por peso.

### 3.3.4 TRATAMIENTOS DE REVENIDO

Como parte del estudio se realizó un revenido, es un proceso en el que previamente un acero es templado o normalizado, generalmente se calienta a una temperatura por debajo de la temperatura crítica inferior y se enfría a una velocidad adecuada, principalmente para aumentar la ductilidad y la tenacidad, pero también para aumentar el tamaño de grano.

Los aceros son revenidos por recalentamiento después del endurecimiento para obtener valores específicos de propiedades mecánicas y también para aliviar las tensiones de temple y de garantizar la estabilidad dimensional.[23]

Las variables asociadas con revenido que afectan a la microestructura y las propiedades mecánicas de un acero templado incluyen:

- Temperatura de revenido (temperatura crítica)
- Tiempo de empape (tiempo de calentamiento por pulgada en piezas de grandes dimensiones)
- Tasa de enfriamiento controlada
- Composición del acero, incluyendo el contenido de carbono, contenido de la aleación, y elementos residuales.

Los tratamientos fueron realizados en muflas de inducción, fig.3.6



fig.3.6 mufla para ensayos



Se utilizó la siguiente curva para estudiar el fenómeno del revenido y la dureza a diferentes tiempos. Fig.3.7

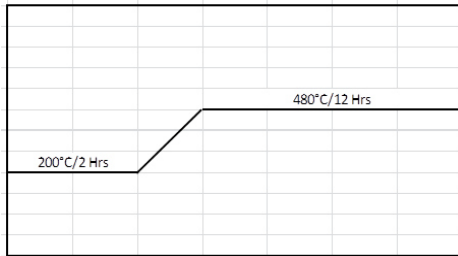


Fig.3.7 propuesta experimental para tratamientos térmicos, tratamiento de revenido con una rampa de empape de 200°C.

En esta grafica fig.3.7 observamos una temperatura de 200°C, la cual se considera una temperatura de empape para no generar un estrés en las piezas a tratar así también obtener un calentamiento homogéneo sobre las dimensiones de los especímenes a estudiar.

La temperatura de 480°C es una temperatura en la que el cladding, alcanza una dureza ideal para el trabajo de forja, esta temperatura es obtenida de la literatura y de la utilizada en reparación de herramientas, trataremos de representar lo más cercano a la realidad la reparación de los herramientas en nuestros experimentos. Fig.3.7

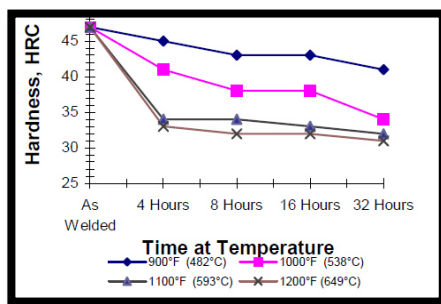


Fig.3.8 tabla de dureza para uso de cladding.

En la siguiente tabla observamos los diferentes tratamientos realizados para estudiar el efecto de la dureza contra el tiempo en un revenido.

Los tratamientos fueron basados en la figura 3.8, con el fin de relevar esfuerzos de la aplicación del cladding.

Tabla 3.2. Tratamientos térmicos para testigos de soldadura.

	muestras a tratar termicamente			
	Tratamientos-Revenidos			
1	200°C	2hrs	na	
2	200°C	2hrs	480	6hrs
3	200°C	2hrs	480	12hrs
4	200°C	2hrs	480	2hrs
5	200°C	2hrs	480	1hr
6	200°C	2hrs	480	30min
7	na		480	30min
8	na		480	12hrs

### 3.4 METALOGRAFIA

Como Parte importante de la caracterización realizamos metalografías para conocer las estructuras presentes en metal base y cladding de soldadura, antes y después de los revenidos.

Para la obtención de las imágenes de metalografía realizamos el corte y maquinado de muestras además de metalográficas también tomas para análisis químico, pruebas de dureza y diferentes tratamientos térmicos con las medidas descritas anteriormente fig.3.9

Las medidas en nuestra muestra de 25.4 mm de ancho y 50.8mm de largo, 9mm de profundidad. [25,26,27]



Fig. 3.9 espécimen para metalografía antes y después del pulido.

### 3.4.1 EQUIPOS

Los equipos utilizados son un microscopio marca nikkon, modelo##.A si también una pulidora en la cual utilizamos lijas tipo 80, 120, 320, 500, 800,1200, paño con pastas marca struers de 3 y 5 micras strueers todo esto en una pulidora marca strueers modelo tegrapol, y un microscopio marca nikon, como se observa en la figura 3.10.



Fig. .3.10 equipos para preparación metalográfica

### 3.4.2 REACTIVOS.

Debido a la dificultad para revelar la estructura, se utilizaron diferentes reactivos para conocer las estructuras por separado. La forma de ataque fue por inmersión, primero la parte del material base 4340 con nital con un tiempo de 12 a 15 segundos para la sección de las soldaduras con el reactivo kallings con un tiempo de inmersión de 12 segundos, antes de atacar el cladding de soldadura se volvió a pulir para dejar nuevamente en acabado espejo y para conocer el tamaño de grano de el cladding se utilizó beacheat [25,26, 27]

Tabla 3.3 Reactivos utilizados.

Base Fe Carbono y de baja aleación	Estructura General Profundidad de Capa	Nital al 2%	196 ml Alcohol Etílico / Metílico 4 ml Acido Nítrico	Temperatura ambiente. Sumerja por pocos segundos a un minuto. Suave Agitación. Lave en agua. Enjuague en alcohol. Seque a chorro de aire caliente
---	---	----------------	--	---

Base Fe Aceros inoxidables	Estructura General	Kalling	100 ml Alcohol Etílico 100 ml Acido Hidroclorehídrico 5 g Cloruro Cúprico	Temperatura ambiente. Sumerja limpiando de pocos segundos a minutos. Lave en agua. Enjuague en alcohol. Seque a chorro de aire caliente.
----------------------------------	-----------------------	---------	--	--

Base Fe Aceros inoxidables	Tamaño de grano	beacheat	100 ml Alconox, jabon Ácido pícrico saturado Agua destilada Acido clorhidrico	La condición de uso del reactivo es a hirviendo en agitación constante y completamente en saturación del ácido pícrico
----------------------------------	--------------------	----------	---	--

También el nital se utilizó para conocer la penetración de las capas de cladding en el metal base, para las capas de soldadura stoody 104 y thermacald423 se usó el kallings para el tamaño de grano.[29]

### 3.5 ENSAYOS DE DUREZA

Dureza, el uso común de valores de dureza en las especificaciones de soldadura son una verificación habitual debido a la formación de microestructuras que podrían tener baja ductilidad y dureza, por lo tanto son propensos a agrietarse. Por ejemplo, en los aceros de tuberías, la formación de martensita en la HAZ es un motivo de preocupación debido a la posibilidad de grietas.

Esto se aborda mediante la especificación los valores máximos de micro-dureza sobre la sección de soldadura. Los valores de dureza también se utilizan como un indicador de la susceptibilidad a algunas formas de agrietamiento por esfuerzo y corrosión. [26, 28]

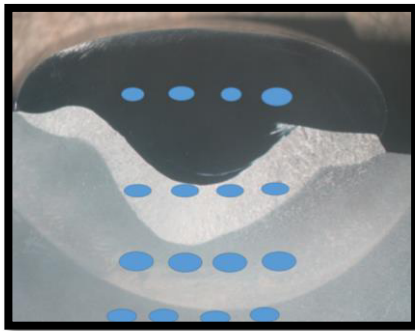


Fig.3.11. Esquema puntos de dureza. Las zonas se dividen en capas de cladding, zona afectada por el calor (HAZ), y metal base.

La imagen de la fig.3.11 muestra las zonas donde se realizaron las tomas para dureza, fueron tomadas 5 indentaciones vickers por cada recubrimiento, substrato y haz.

#### 3.5.1 EQUIPO UTILIZADO

El equipo utilizado fue un durómetro vickers, como se observa en la siguiente figura. Con una carga de 10kg y un indentador de punta de diamante, se tomaron

5 indentaciones por zona para obtener un promedio como se muestra en la figura 3.12. [28]



Fig.3.12 Durómetro vickers

### 3.6 ENSAYO DE FATIGA TERMICA

Las pruebas en la MEFT tienen como objetivo específico evaluar el grado de resistencia al agrietamiento por fatiga térmica de un material al ser sometido a ciclos térmicos que se asemejan a las condiciones de operación del herramental.

El presente ensayo tiene como objetivo analizar la aparición de grietas superficiales, al interior y otros defectos, esto a partir de tratamientos térmicos especificados en tabla 3.2, también observar cuál de estos especímenes presenta mayor oposición al agrietamiento de los especímenes.

Como parte de la experimentación de fatiga térmica se realizaron técnicas de microscopia óptica con el fin de observar la superficie y el interior de los recubrimientos de soldadura y sustrato de 4340. [30]

#### 3.6.1 PROBETAS

Debido a que el equipo está diseñado bajo condiciones específicas, no es posible contar con diámetros de probeta menores a 1 pulgada de espesor y de acuerdo al tipo de prueba seleccionada, en este caso se seleccionó una probeta de 100mm

de largo hueca, el cual es necesario para sostener el espécimen a la MEFT. [18, 19, 30]

#### Consideraciones para especímenes de fatiga térmica

- El diámetro de la probeta es de 50.8 mm (2 pulgadas).
- El largo total del espécimen es 120 mm.
- Cuenta con un barreno central a todo lo largo del espécimen de 13 mm de diámetro.
- El acabado del espécimen es rectificado fino.

Las muestras fueron fabricadas a partir de un material base de 4340 y recubiertas con cladding, por arco sumergido (SAW), se dejaron enfriar en colcha cerámica para un enfriamiento homogéneo y posteriormente realizar tratamientos térmicos tabla 2 seleccionados a partir de la dureza obtenida post revenidos. Fig. .313.

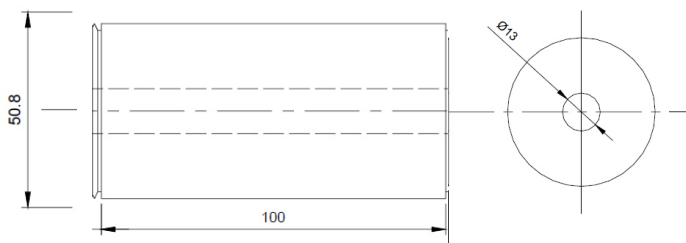


Fig.3.13 Esquema para el maquinado de las probetas de fatiga térmica.

La sujeción de las probetas se realizó con un perno, el cual se hizo pasar por el barreno realizado en el maquinado de la probeta, como se observa en la figura 3.14 [18,30]

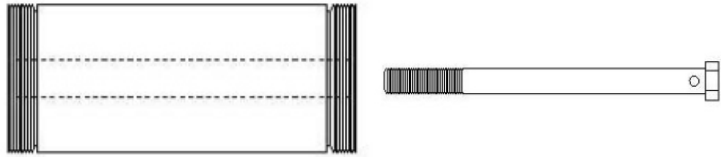


Fig.3.14 Sujeción de espécimen de fatiga térmica a MEFT

### 3.6.2 Selección de muestras

A partir de los tratamientos realizados según la tabla 3.2, seleccionaremos las durezas más altas y con variación importante de los resultados después de los revenidos, apoyados por los estudios de metalografías en los especímenes utilizados para la evaluación de cladding.

### 3.6.3 EQUIPO DE FATIGA

La MEFT, es un equipo construido en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, como parte de trabajo realizado dentro del programa de doctorado de nuestra Facultad.

El fin de MEFT simular el trabajo de una herramienta utilizada en proceso donde se involucran altas temperaturas durante una operación. [18,19]

Brevemente se describe la forma de operación del equipo es la siguiente, el espécimen amordazado a un pistón neumático se encuentra retraído en posición de calentamiento dentro de una bobina de inducción mayor a un diámetro de 2 pulgadas, el cual es calentado por medio de inducción, esta es la primer parte del ciclo, posteriormente al encontrar la temperatura máxima programada, el pistón se desplaza para colocar el espécimen dentro de una cámara de enfriamiento con 4 boquillas, colocadas en las paredes de la cámara, esto con el fin de realizar



un enfriamiento súbito de él espécimen y así finalizar un ciclo completo de fatiga, cabe recalcar que la operación es controlada por medio de un controlador lógico programable PLC (Programmable Logic Controller), de esta manera el tiempo, ciclos y temperatura son programados y realizados de manera controlada.

Las partes que componen el equipo son, (1) espécimen, (2) pistón neumático, (3) bobina para inducción, (4) cámara de enfriamiento, (5) boquillas para enfriamiento, (6) válvulas reguladoras (7) pirómetro óptico (8) inductor (9) depósito de agua, (10) compresor de aire (11) actuador (12) computadora (13) unidad de control

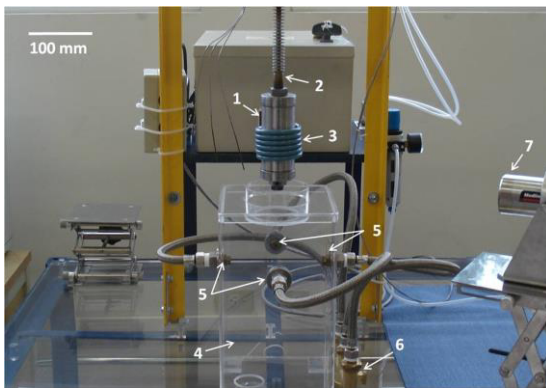




FIG.3.15 IMÁGENES DE EQUIPO DE MEFT

El modo de control de el equipo utilizado fue el de control por tiempo, en el cual establece los tiempos para el calentamiento, enfriamiento y el desplazamiento del espécimen entre la bobina y la camara de enfriamiento. Este metodo de control garantiza una buen homogenizacion en la temperatura de el espécimen.[30]

#### 3.6.4 CONDICIONES DEL EXPERIMENTO

Las temperaturas seleccionadas a base de literatura, donde se estudia la temperatura alcanzada en la zona de trabajo por parte de las herramientas que se utilizan en proceso de la forja.

Tabla 3.4 Condiciones experimentales utilizadas en MEFT.

Voltaje de Inductor	120V
Tiempo de Calentamiento	15s
Tiempo de Enfriamiento	10s
Temperatura Max. En superficie	600°C
Temperatura min. En superficie	80°C

### 3.6.5 CORTE DE MUESTRAS

Después de realizar los ensayos de fatiga térmica, las probetas fueron segmentadas mediante electroerosión con el objetivo de no alterar la superficie del interior de las muestras a analizar. [30]

La figura E, muestra la sección que es pulida y analizada. Fig.3.16

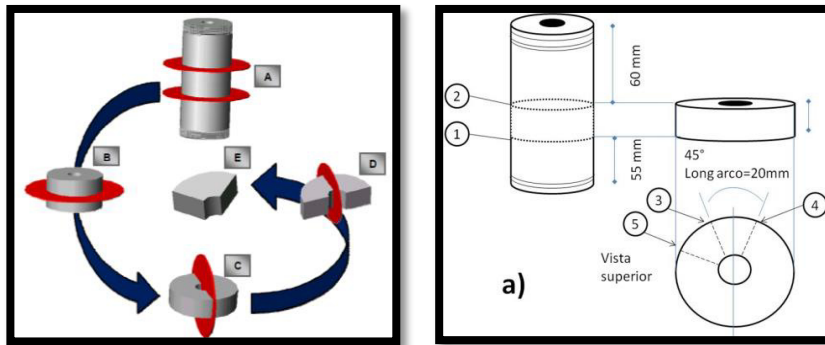


Fig.3.16 izquierda.secuencia de corte para las pruebas de fatiga térmica después de los ensayos, derecha medidas para segmentación de especímenes para análisis metalográfico.

### 3.6.6 METALOGRAFIAS

Posterior al corte de muestras, se realizó un análisis metalográfico en el cual tiene como objetivo estudiar como la fatiga térmica afecta el interior del cladding y el material base.

Esto se realizara el pulir nuestra muestra hasta un acabado espejo y se usaran técnicas de microscopía óptica, revelar estructura con los reactivos mencionados en la tabla 3.3, ya que en el análisis es posible observar la profundidad de grietas y distribución. También una medición de durezas las cuales fueron tomadas de la superficie al centro de la pieza, con el fin de observar como el calor afecta el material de recubrimiento. Las muestras corresponden a las medidas de la figura 3.16 y las muestras obtenidas son las presentadas en la figura3.17. [25, 26, 27, 28,29].

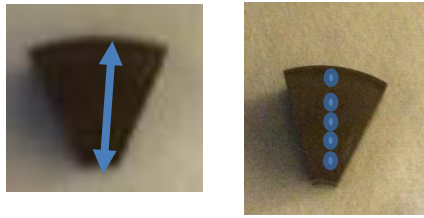


Fig.3.17 imagen representativa de la toma de durezas

### 3.6.7 ANALISIS SEM

Después de pulido de la muestras se realizara un análisis SEM, en la zona de cladding, el cual usamos para estudiar la estructura del material sometido a fatiga térmica y la detección de posibles defectos así también conocer los elementos que se encuentren en la zona del material base de la muestra.

La preparación de la muestra es en acabado espejo sin ataque de espécimen y con las medidas dadas por el corte por erosión fue suficiente para el análisis.

## CAPÍTULO 4 RESULTADOS

### 4.1 INTRODUCCION

En el presente capítulo se describe el análisis y los resultados obtenidos de los experimentos planteados en el capítulo 3, hablaremos de la aparición de grietas en zonas superficiales, el análisis transversal con el fin de observar la afectación de la fatiga térmica hacia el interior del cladding usando de microscopia óptica.

También se presentan los resultados del estudio metalográfico realizado encontrados durante los ensayos de tratamientos térmicos y como afectan estos a la dureza del cladding,

### 4.2. ANÁLISIS DE CAMPO

Entre las observaciones realizadas a las herramientas de trabajo, se encontraron diversos defectos los cuales generaban un desgaste en la zona de trabajo de la herramienta.

Alguno de los defectos que se encontraron son, grietas, poros, fatiga térmica, estos generaron irregularidad en los dados de forja, preferentemente en la zona de trabajo de los herramentales, como se muestran en la figura 4.1. [19]



A



B



C

D

Fig.4.1 Defectos comunes en la superficie de las herramientas de forja. A. Fatiga térmica. B agrietamiento post aplicación. C Poros superficiales. D Desgaste en la zona de trabajo.

#### 4.2.1. PRUEBAS DE ULTRASONIDO

Durante el análisis se seleccionaron dos herramientas como se muestra en la figura 4.2., la penetración de haz fue total a la profundidad del dado de forja.

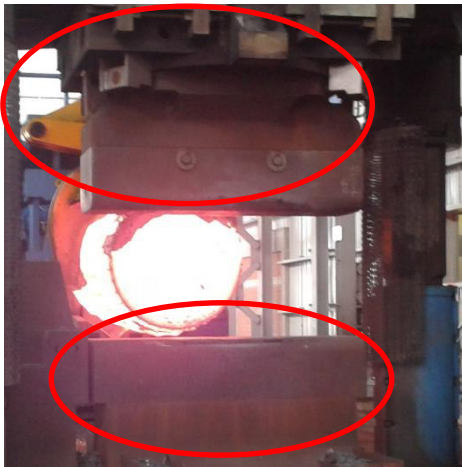


Fig.4.2 Herramientales de forja en operación. Los dados planos mostrados en la imagen fueron utilizados para la prueba de ultrasonido.

Transd Size	Transd Freq MHz	Transd SN	Type (Normal /Dual /Angular)	Screen Range	Refer dB	Transfer Correct dB	Scan dB	Sensitivity Method	Block Size	Inspection Surface
7x18	2	697594	Dual	5"	46	0	+10	Dae	1/8"	Face

Fig.4.3 Reporte de resultados de inspección del ultrasonido, el cual muestra las mediadas de los transductores y las frecuencias utilizadas.

Los resultados muestran diversos defectos, estos se encuentran en la zona de cladding y metal base, como la aparición de múltiples poros después de la aplicación del cladding en la zona de la soldadura menor a los 3.22mm.

#### 4.2.2 LÍQUIDOS PENETRANTES

En la parte de líquidos penetrantes se observaron algunos defectos después de la aplicación de la soldadura como poros, estos se encuentran en la superficie de la herramienta en la zona de cladding como se observa en la fig.4.4. Los defectos encontrados no fueron superiores a los 5mm los poros se observaban de manera puntual.



Fig.4.4 Poros en la superficie de la herramienta, estos se presentan después de la aplicación del cladding con medidas de 3mm o menores.

#### 4.3 TRATAMIENTOS DE REVENIDO

Posterior al corte del espécimen, el cual fue descrito en el capítulo 3, se realizaron diferentes revenidos descritos en el capítulo anterior tabla 3.2. [21]. La cantidad de piezas a tratar fueron 8 similares a las que se observan en la figura 4.3.1, el tratamiento de revenido ayudo a relajar las tenciones en el material generadas

por el proceso de soldadura, evito agrietamiento en las zonas del material, ayudo a homogenizar la dureza en el cladding.

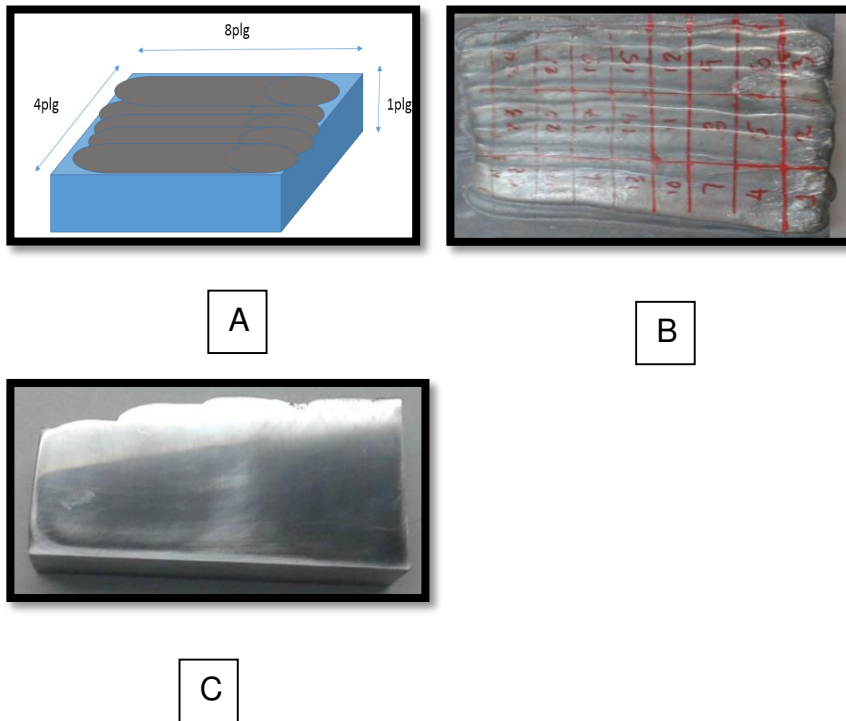


Fig.4.5 Descripción grafica de la obtención de los espécimen para tratamientos de revenido. A.- Diseño y medidas de la placa de 4340 y recubrimiento, B.- Placa con cladding y tratamiento térmico, C.- Muestras para trabajo.

#### 4.4 METALOGRAFIA, RESULTADOS DESPUES DE REVENIDOS

Utilizando microscopia óptica observaremos el efecto de los revenidos en la microestructura del cladding y metal base, además se mostrara la geometría después de la aplicación de cladding por la técnica de SAW.



#### 4.4.1 MEDICIÓN DE PROFUNDIDAD

Para comenzar nuestra evaluación se realizó un análisis de profundidad y geometría de la soldadura, en trabajos previos realizados en planta seleccionamos las mejores condiciones para la aplicación del cladding.

Al realizar la aplicación de soldadura obtuvimos una geometría uniforme, mostrada en la fig. 4.6 observamos que los parámetros de aplicación de la soldadura dan un buen aspecto en penetración y una geometría uniforme en los cordones de soldadura.

En la muestra podemos observar los resultados de penetración del cladding, en una muestra de 25.4 mm de ancho y 50.8mm de largo, tenemos en la parte superior soldadura de contacto una profundidad de 4.5 mm, 9mm de profundidad en la soldadura de aporte que tiene como función el realizar una unión entre material base y soldadura de trabajo, la zona HAZ la cual creció 14 mm de profundidad, en estudios anteriores se habla de esta como una zona de haz como una zona frágil debido a que se presenta un crecimiento de grano con respecto al material base original, esto hace menos dúctil el material en esta zona y puede originar grietas, además de ser propenso a fracturas, es importante controlar el aporte de calor y las velocidades de aplicación de las soldadura.

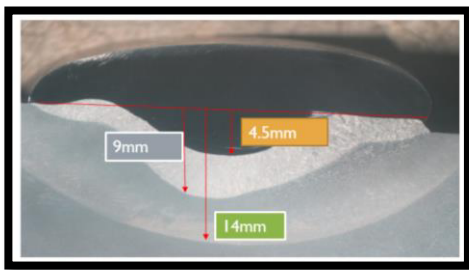


Fig 4.6 Penetracion de cladding

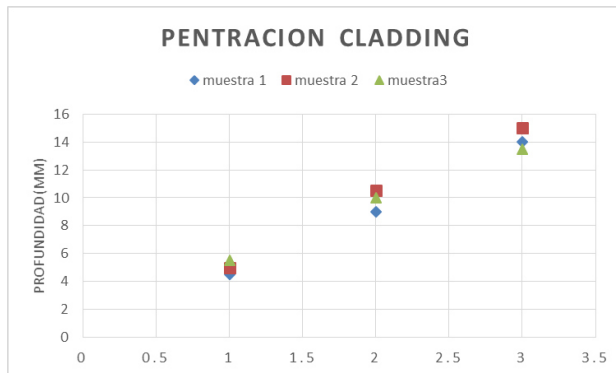
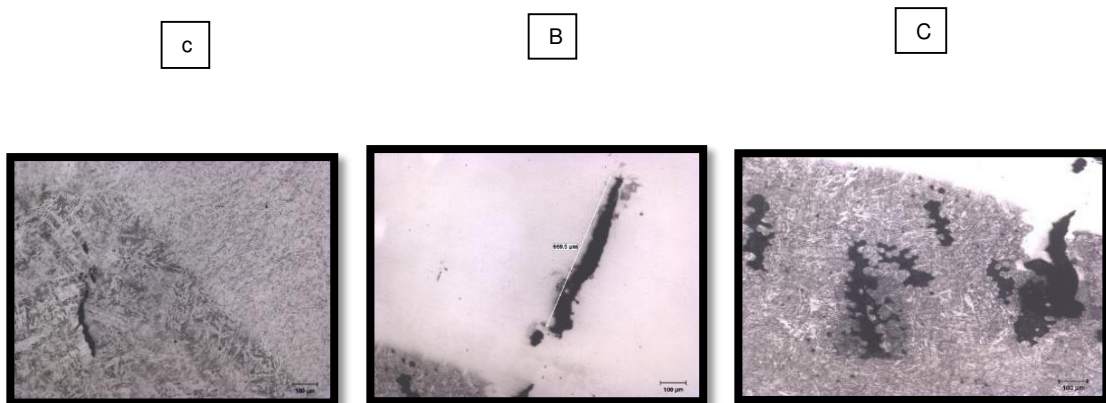


Fig 4.7 repetividad en la penetración de cladding

En la figura 4.7 se muestra la posibilidad de repetir la geometría deseada, aquí se repitió el proceso de medición en otras muestras dado una buena geometría en los cordones de soldadura, buena penetración y también un buen acabado superficial de la zona.

#### 4.4.2 DEFECTOS EN METALOGRAFIA

Como parte de la caracterización metalográfica se tomaron imágenes, en zonas de material base, zona afectada por el calor (HAZ), soldadura de unión (studdy104) y soldadura de trabajo (thermaclad423).



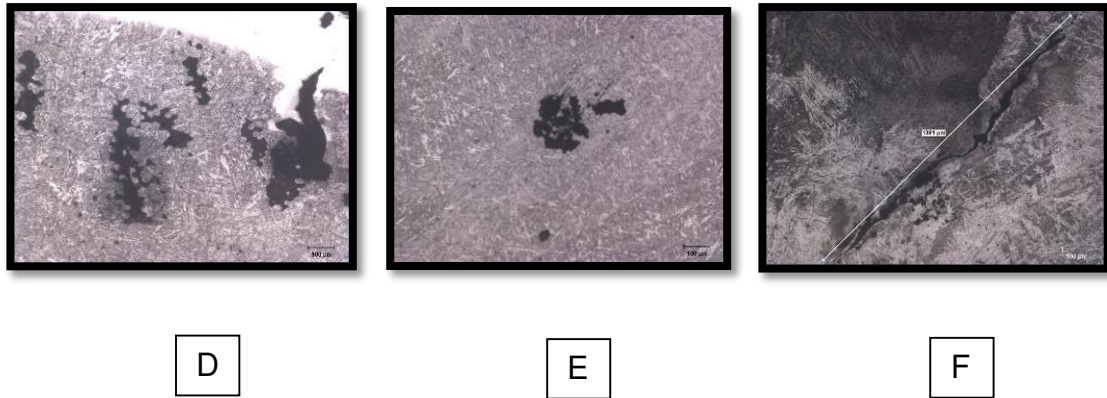
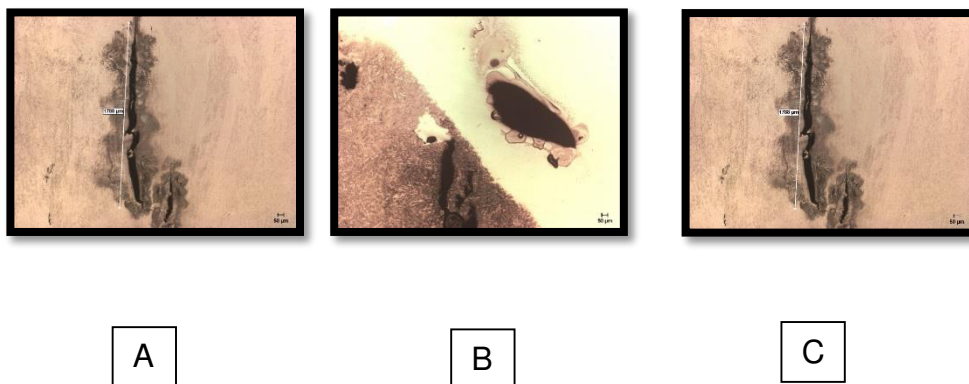


Fig.4.8 Imágenes tomadas en zonas de soldadura y zona de fusión entre soldaduras. A) poros en soldadura suave (de unión), B) grieta en soldadura de contacto, C) línea de fusión entre soldaduras y grieta presente en soldadura de unión(intermedia), D) múltiples poros en soldadura de intermedia y línea de fusión, E) poros en soldadura de aporte, F) grieta en soldadura de aporte.

La figura 4.4.2 muestra los defectos que se presentan en el interior de las reparaciones de las herramientas, estos defectos son similares a los detectados en las pruebas de ultrasonido, la mayoría de estas grietas se acumulan en la zona de cladding, Las grietas fueron medidas por medio de microscopia óptica, las mediciones hechas con el software del equipo muestran grietas de 2mm a 3mm de longitud. La presencia de estos defectos se debe a la falta de solidificación en la soldadura al momento de la aplicación del cladding.





D



E

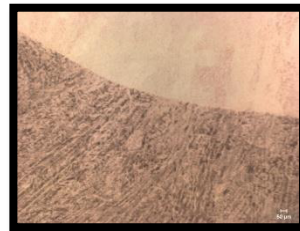
Fig.4.9 Múltiples defectos en soldadura con escala 50x en todas las imágenes, la mayoría de estos concentrados en la soldadura intermedia. Imagen A.- grieta en la soldadura intermedia la muestra fue atacada con nital 2%, B.- Poros en la línea de fusión entre las soldaduras intermedia y soldadura de trabajo, C.- grietas en la soldadura intermedia al centro de la soldadura intermedia, D.- grieta de menor tamaño presente al centro de la soldadura intermedia, E.- grieta en la soldadura intermedia cerca de la línea de fusión entre la soldadura intermedia y soldadura de trabajo.



A



B



C

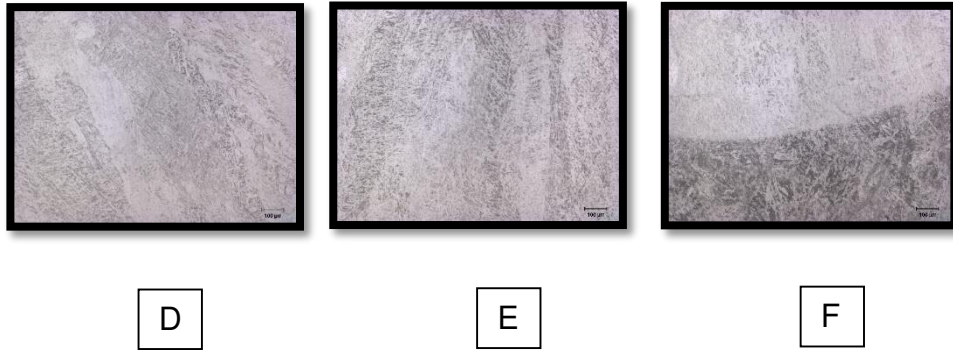


Fig.4.10 Secuencia de imágenes que muestran las diferentes zonas de solidificación del cladding. Las imágenes anteriores muestran la unión entre soldaduras: A.- observamos la línea de fusión entre el material HAZ, y la zona de soldadura de aporte, B.- observamos la estructura dendritica/ columnar de la soldadura de aporte, C.- línea de fusión entre las soldaduras de aporte y de trabajo (o contacto), estas primeras evidencias fueron reveladas con reactivo nital al 2%. Para las siguientes imágenes; D, E, F, estructura de la soldadura de contacto con estructura columnar, direccionada hacia el enfriamiento de la muestra. F.- la línea de fusión entre ambas soldaduras.

Por medio del análisis metalográfico pudimos encontrar la presencia de diversos poros primordialmente en la zona de la soldadura intermedia, estos defectos son comunes debido a la falta de solidificación de la soldadura. [16]

## 4.5 ENSAYO DE DUREZA

### 4.5.1 RESULTADOS

De acuerdo con los procedimientos descritos en el capítulo 3 para la medición de dureza, la tabla 4.2 muestra los tratamientos térmicos seleccionados para su evaluación.

Los tratamientos fueron realizados en base a la tabla3.2, los cuales, como mencionamos anteriormente el objetivo era conocer el impacto de los revenidos en el cladding y cómo afecta a la microestructura del cladding y metal base.

La tabla 4.2 muestra los tiempos totales de la pieza dentro del horno con sus rampas de 200°C, el experimento está orientado a estudiar la variación de la dureza conforme el tiempo de revendió en el material aumenta o disminuye, la

muestra 7 tiene como objetivo comprender si la temperatura de 200°C beneficia a la homogenización del calentamiento en la muestra.

Tabla 4.2. Tratamientos térmicos seleccionados

	Muestras Tratadas				
IDENTIFICACION	Tratamientos-Revenidos Vs Tiempo				TIEMPO TOTAL
M1	200°C	2hrs	n/a		2 horas.
M2	200°C	2hrs	480	6hrs	8 horas.
M3	200°C	2hrs	480	12hrs	14 horas.
M4	200°C	2hrs	480	2hrs	4 horas.
M5	200°C	2hrs	480	1hr	3 horas.
M6	200°C	2hrs	480	30min	2.5 horas.
M7	n/a		480	12hrs	12 horas.

La siguiente figura.4.11 muestra las zonas donde se tomaron los valores de dureza vickers en total se realizaron las 5 identaciones.

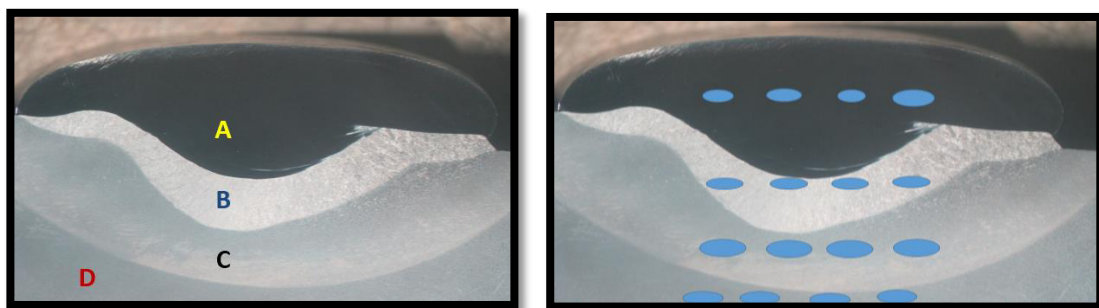


Fig.4.11 zonas para toma de durezas. A.-Soldadura de trabajo B.- Soldadura de aporte, C.-HAZ, D.-Material base.

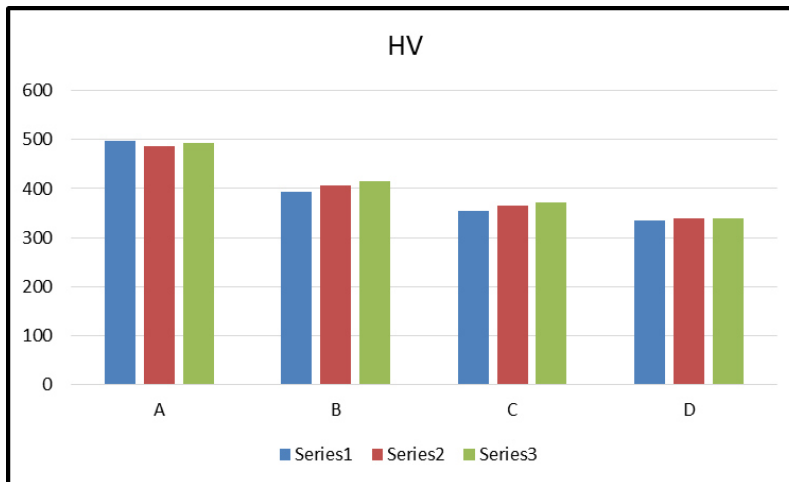


Fig.4.12 Grafico durezas antes de los revenidos. Valores después de la aplicación del cladding.

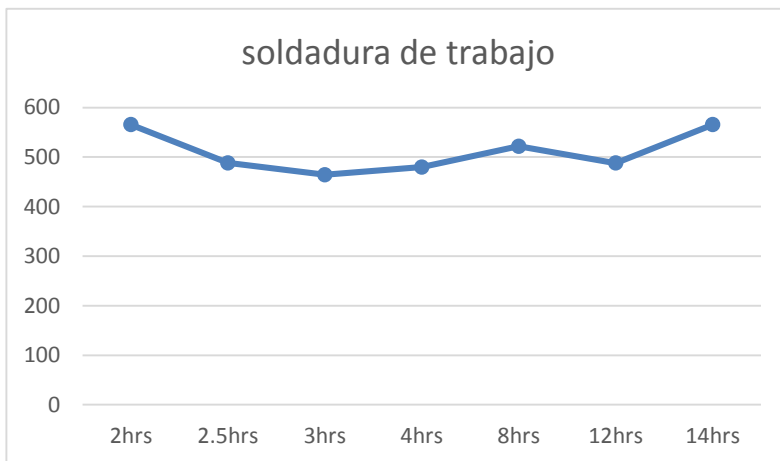


Fig.4.13 grafica de dureza después de revenidos en la soldadura de aporte, el comportamiento de la dureza vario según el tiempo de revenido.

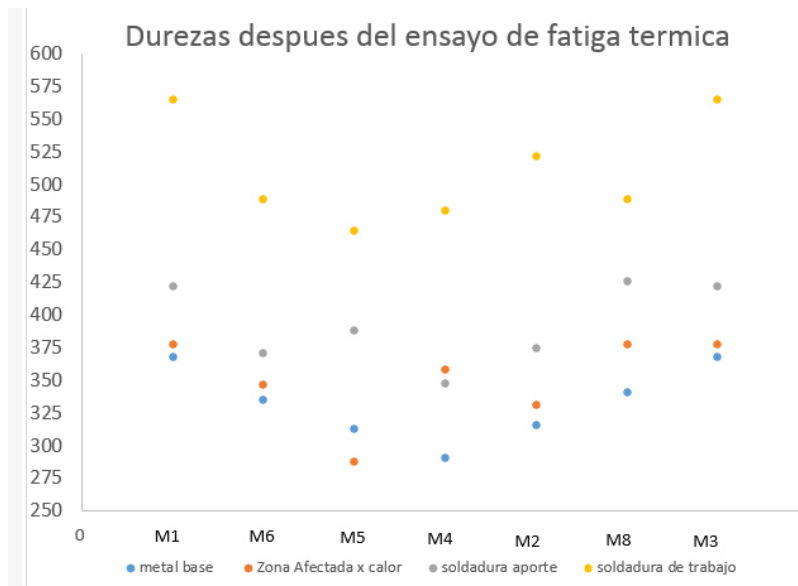


Fig.4.14 Grafico durezas después de los ensayos de fatiga térmica, en la gráfica esta divididas muestras y cada punto arriba de la muestra son la dureza de cada zona de las muestras

En la figura 4.14 se observa una disminución en la dureza del material de la soldadura de trabajo comparado con la gráfica de la fig.4.13 esta grafica muestra la dureza obtenida por los revenidos, antes de los ensayos de fatiga térmica.

## 4.6 ENSAYO DE FATIGA TERMICA

### 4.6.1 SELECCIÓN DE MUESTRAS

La tabla 4.3 muestra las condiciones a las que se trataron térmicamente el material antes del ensayo de fatiga térmica, los valores de dureza fueron similares a los obtenidos en los testigos de soldadura fig. 4.5.3, debido a la falta de probetas para ensayar y repetir los experimentos se limitó a usar ciertas condiciones así los valores de dureza bajos fueron descartados para los ensayos de fatiga térmica y se tomaron los valores de dureza más cercanos a los que se buscan en una dado de forja.



A continuación se muestra la tabla de ensayos seleccionados para fatiga térmica con valores de dureza ideales.

Tabla.4.3 selecciones de especímenes para fatiga térmica.

muestras a tratar termicamente				
Tratamientos-Revenidos				
1	200°C	2hrs	na	
2	200°C	2hrs	480	6hrs
3	200°C	2hrs	480	12hrs
4	200°C	2hrs	480	2hrs
5	200°C	2hrs	480	1hr
6	200°C	2hrs	480	30min
7	na		480	30min
8	na		480	12hrs

En la figura 4.15 se muestra una probeta para evaluar la fatiga térmica en el equipo MEFT. [10] y el acabado superficial que debe ser obtenido, las grietas y discontinuidades de la soldadura deben de ser removidos para el ensayo de fatiga térmica.

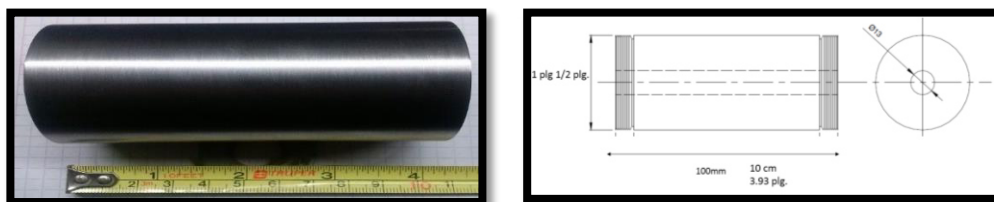


Fig.4.15 Probeta para ensayo de fatiga térmica. Derecha Dimensión para maquinado para la probeta de fatiga térmica

Las condiciones para el diseño de las probetas de fatiga térmica fueron descritas en el capítulo 3

#### 4.6.2 ENSAYOS DE FATIGA TERMICA.

Los ensayos fueron realizados en MEFT, estos fueron realizados con las siguientes condiciones mostradas en la tabla 4.4.

Tabla.4.4 condiciones experimentales MEFT

Voltaje de Inductor	120V
Tiempo de Calentamiento	15s
Tiempo de Enfriamiento	10s
Temperatura Max. En superficie	600°C
Temperatura min. En superficie	80°C

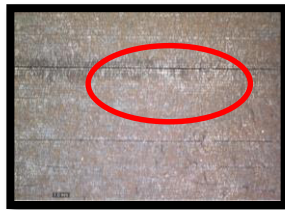
Las condiciones de enfriamiento y calentamiento se efectuaron en ciclos de 15 segundos de calentamiento más 2 segundos para el desplazamiento a la cámara de enfriamiento, posteriormente 15 segundos de enfriamiento y 2 segundos para el regreso a la bobina de inducción para iniciar nuevamente el calentamiento.

Tabla 4.5 Condiciones de ciclo térmico.

15 segundos de calentamiento	15 segundos de enfriamiento
temperatura maxima alcanzada por ciclo 600°C	temperatura minima alcanzada por ciclo 50°C



A



B



C



Fig4.16 resultados de ensayos Fatiga térmica

En la figura 4.16 muestra el patrón de fallo que se presentó en la superficie de los ensayos de fatiga térmica, donde la imagen A y B se observa un ensanchamiento del acabado de las probetas, en la imagen C se observa una agrietamiento tipo escalonamiento, además las grietas de fatiga térmica crecen a partir de las grietas de acabado superficial.

Los defectos mencionados comenzaron a observarse claramente a partir de los 500 ciclos como se muestran en la figura 4.

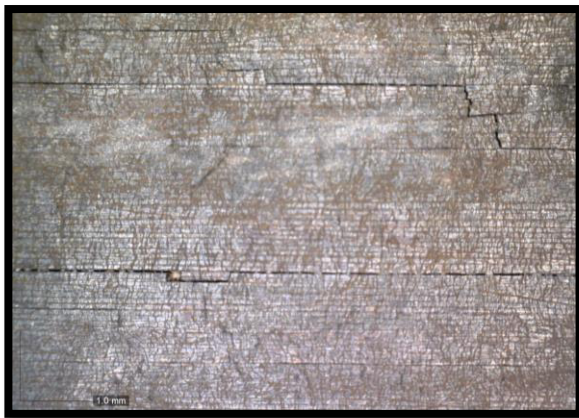


Fig.4.17 ensayo con 500 ciclos de fatiga térmica se observaron defectos de fatiga térmica y un ensanchamiento en sentido de las líneas de acabado de las probetas.



Fig.4.18 Defectos de ensayos de fatiga térmica comunes a los 300 ciclos en la muestra 1 y 6 se presentaron desprendimientos de material como se observa en la imagen A, para la imagen B.- se observa como las líneas de acabado sirvieron como punto de origen de grietas para fatiga térmica, C.- Defectos en forma de escalón comunes entre los defectos de fatiga térmica, D.- ensanchamiento de las líneas de acabado.

En esta figura.4.18, se observa claramente el patrón de fallo descrito anteriormente, además se encontraron en alguno especímenes desprendimientos de soldadura a nivel superficial reportados a los 300 ciclos de la prueba, como se observa en el siguiente recuadro A, las figuras B, C, D nos muestran el patrón de fallo de fatiga térmica en estas pruebas.

Los ciclos totales a los que fueron sometidos los especímenes fueron de 500 ciclos, el criterio de fallo era observar cuantos ciclos resistía el cladding antes de llegar al agrietamiento de fatiga térmica.

#### 4.6.3 CORTE DE MUESTRAS PARA ANALISIS.

Los cortes se realizaron en un equipo de electroerosión, esto con el fin de generar un corte limpio en la muestra, que no genere distorsión en las posibles grietas a el interior del cladding y acabado de interior de la muestras.

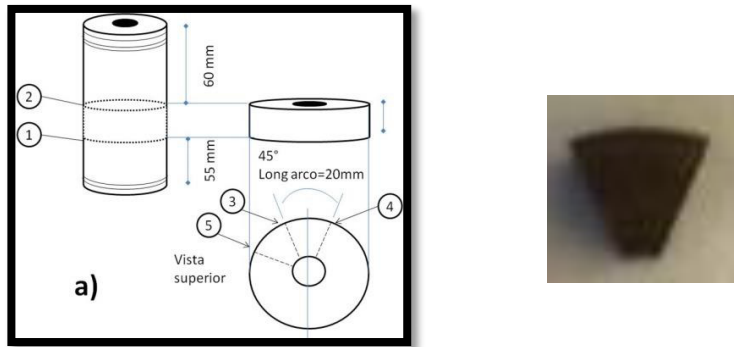


Fig.4.19 corte de las muestras por electroerosión.

#### 4.6.4 METALOGRAFIAS DE LAS PRUEBAS DE FATIGA TÉRMICA

A continuación se muestran los resultados obtenidos de las muestras de fatiga térmica estudiados por microscopia óptica.



Fig.4.20 metalografías Muestra 1, 100x, zona soldadura de trabajo

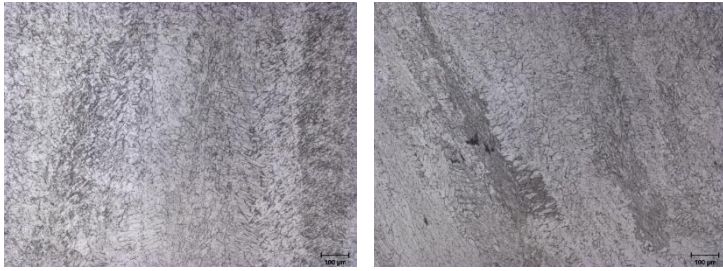


Fig.4.21 metalografías Muestra 3, 100x, zona soldadura de trabajo

Las muestras analizadas transversalmente, presentan la orientación de la solidificación del metal base, no se observan grietas al interior de las muestras, se observa un tamaño de grano 7 de acuerdo a la clasificación ASTM.



Fig.4.22 metalografías Muestra 1, 100x, zona metal base.

La imagen 4.6.9 muestra una composición ferrita perlita para el material base en estas muestras.

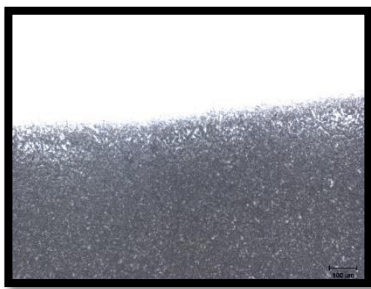


Fig.4.23 metalografías 100x Muestra 1, 100x, zona soldadura de aporte, línea de fusión.



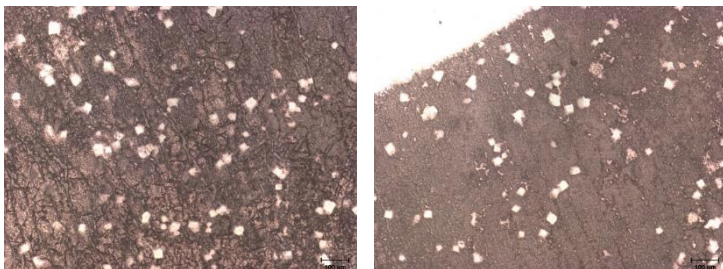


Fig.4.24 metalografías 100x Muestra 3, 100x, zona soldadura de aporte

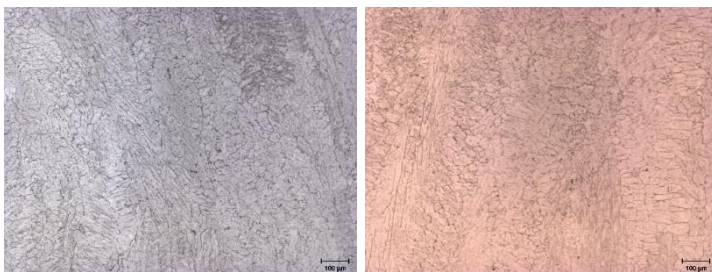


Fig.4.25 metalografías 100x Muestra 6, 100x, zona soldadura de aporte .Para las muestras de las figuras 4.24 y 4.25, ensayadas a 500 ciclos, la soldadura de union (intermedia), se observo la presencia de carburos.

En la muestra 4.6.12 no se observaron carburos en la soldadura a 100x, posiblemente los carburos sean visbles a mayores magnificaciones

#### 4.7 SEM

Después efectuado los cortes de los cilindros se analizaron muestras por sem, las geometrías de las muestras son similares a las descritas en el punto de corte de muestras. También se obtuvo la composición química puntual de los carburos y la zona de material base.

Análisis por zonas de la muestra 1 como se muestra en la figura 4.26

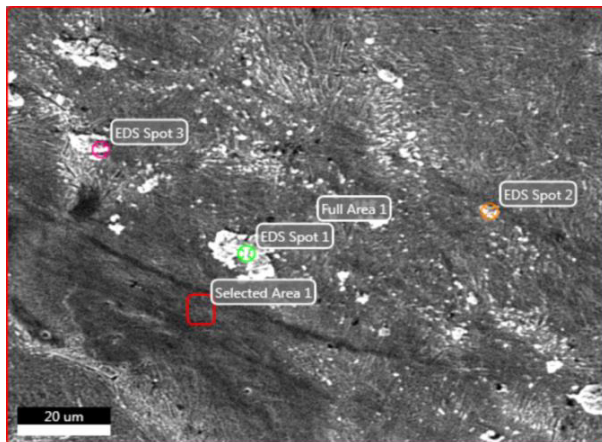


Fig.4.26 muestra 1, AREA 1 análisis de la base en la soldadura, EDS Spot 1 análisis puntual en carburo para conocer los elementos que forman en el carburo, EDS Spot 2 y EDS Spot 3 se analiza por método puntual para conocer los elementos que forman los carburos distribuidos en sobre la soldadura

Para la imagen 4.7.1 se analizaron puntualmente zonas de material base de la muestra base Fe, sobre los límites de gran, también algunas áreas de preferencias donde se cree se concentran los carburos formados después de los ensayos de Fatiga Térmica

Tabla 4.5.composiocnes químicas EDS Sopot 1

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A
C K	3.11	13.00	26.84	14.06	0.0102	1.3442	0.8422	0.2433
AuM	0.84	0.21	25.02	21.97	0.0101	0.7384	1.2676	1.1014
CrK	6.21	6.00	141.78	9.25	0.0798	0.9947	0.9940	0.9934
FeK	89.83	80.78	1089.20	3.29	0.9039	0.9894	1.0031	0.9931

La tabla muestra un alto contenido de cromo y carbono, una evidencia de la posible formación de carburos de cromo en la zona de la soldadura intermedia, distribuidos en los límites de grano.



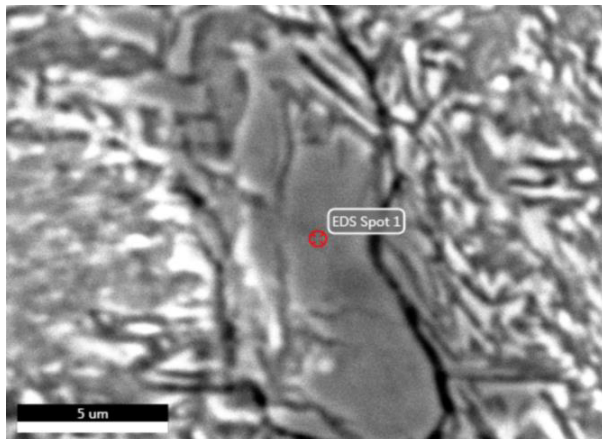


Fig.4.27 tamaño de carburo en la zona de soldadura analizado a 5 micras, en la imagen fue tomada en el límite de grano y analizado puntualmente los elementos que forman el carburo

La imagen es un acercamiento para realizar un análisis puntal para analizar los elementos que forman a este posible carburo

Tabla 4.6. Composición química de Carburo correspondiente a fig.4.27

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A
C K	3.00	12.53	23.58	14.43	0.0098	1.3444	0.8424	0.2423
SiK	0.54	0.97	24.33	30.63	0.0037	1.1709	0.9259	0.5871
AuM	1.11	0.28	29.23	15.57	0.0129	0.7385	1.2679	1.1014
CrK	9.02	8.70	180.94	8.02	0.1114	0.9948	0.9942	0.9931
MnK	0.05	0.05	0.74	98.88	0.0006	0.9740	0.9990	0.9959
FeK	86.27	77.47	952.65	3.36	0.8650	0.9894	1.0032	0.9897

Igual la tabla 4.6 nos muestra altas concentraciones de cromo y carbono la imagen 4.7.2 nos da una representación de un carburo de cromo que precipita en la soldadura intermedia después de someterla a 500 ciclos térmicos

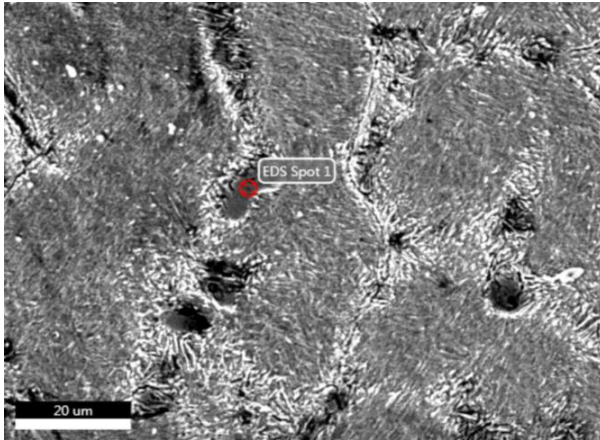


Fig.4.28 muestra 1, EDS Spot 1 análisis puntual en carburo sobre el límite de grano

Continuando el análisis de las superficie de las muestra encontramos más carburos precipitados en la soldadura, la imagen 4.28 observamos un carburo en el límite de grano.

Tabla .4.7. Composición química de Carburo correspondiente a fig.4.7.3

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A
C K	2.47	10.30	32.96	13.83	0.0080	1.3442	0.8429	0.2409
O K	0.93	2.92	47.54	12.81	0.0059	1.2866	0.8679	0.4920
MnL	3.01	2.74	49.94	8.68	0.0218	0.9729	0.9989	0.7482
SiK	0.39	0.70	30.39	29.52	0.0027	1.1708	0.9263	0.5912
MoL	2.52	1.32	101.11	15.55	0.0206	0.8770	1.1048	0.9070
CrK	10.10	9.73	355.54	5.87	0.1281	0.9946	0.9945	0.9924
FeK	80.57	72.28	1520.13	3.13	0.8079	0.9892	1.0035	0.9878

La tabla 4.7 muestra nuevamente un alto contenido de carbono en la muestra que se analizó puntualmente

#### 4.8 SIMULACIÓN J MAT PRO.

Como parte del estudio de los carburos se realizó una simulación con el softwear de J MAT PRO los datos tomados en cuenta son en base a las temperaturas a las que se sometieron las muestras de fatiga térmica y el análisis químico de la soldadura intermedia, se obtuvo las fases que puede precipitar en el material a distintas temperaturas.

Los resultados obtenidos muestran la precipitación de carburos a partir de los 500°C, estos son posiblemente los carburos de cromo encontrados en sem.

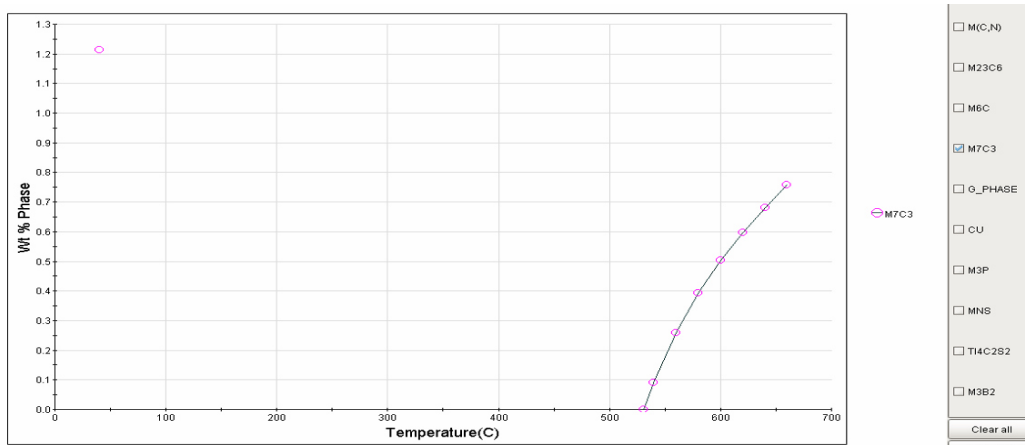


Fig.4.29 simulación J Mat Pro. Precipitación carburos M7C3 después de los 500°C estos fueron observados en los límites de grano en la soldadura observados por SEM.

## **CAPÍTULO 5 DISCUSIÓN**

### **5.1 INTRODUCCIÓN.**

La investigación realizada hasta la fecha [1] ha demostrado que los principales mecanismos responsables de la degradación de las herramientas en procesos de forja en caliente son: desgaste por abrasión, fatiga térmica, deformaciones plásticas, agrietamiento por fatiga, desgaste adhesivo y en un grado, la oxidación.

### **5.2 Defectos en herramientas de forja.**

La mayor parte de las investigaciones publicadas [1,31] hacen referencia al desgaste por abrasión, mientras que observaciones en la planta encontramos a la fatiga térmica como el defecto en común (figuras 4.1 y 5.1), este patrón se encuentra tanto en herramientas como dados de distintas geometrías (planos, dados V con diferentes ángulos), axiales, mandriles. La sección afectada es la zona de contacto entre la herramienta y el tocho/lingote de forja, así también en trabajos previos (1,31,32) se habla que los mecanismos tales como el agrietamiento por fatiga térmica, desgaste abrasivo y deformaciones plásticas que se producen de manera concurrente durante el proceso de forja han demostrado claramente que la fatiga térmica es un importante generador de grietas finas y es el factor más adverso. El mayor desarrollo de las grietas depende de los parámetros del proceso de forja, la interacción entre la herramienta y la pieza a forjar, en la mayoría de los casos resultan en una red secundaria de las grietas que se extienden sobre toda la superficie de contacto de la herramienta.

Hay una gran cantidad de parámetros que afectan la vida de las herramientas, que incluyen la geometría del herramienta, la dureza, tiempo de contacto, el material de la herramienta, la temperatura del tocho/lingote, etc., que intensifican o limitan los mecanismos de degradación en la superficie de las herramientas. [1,34].

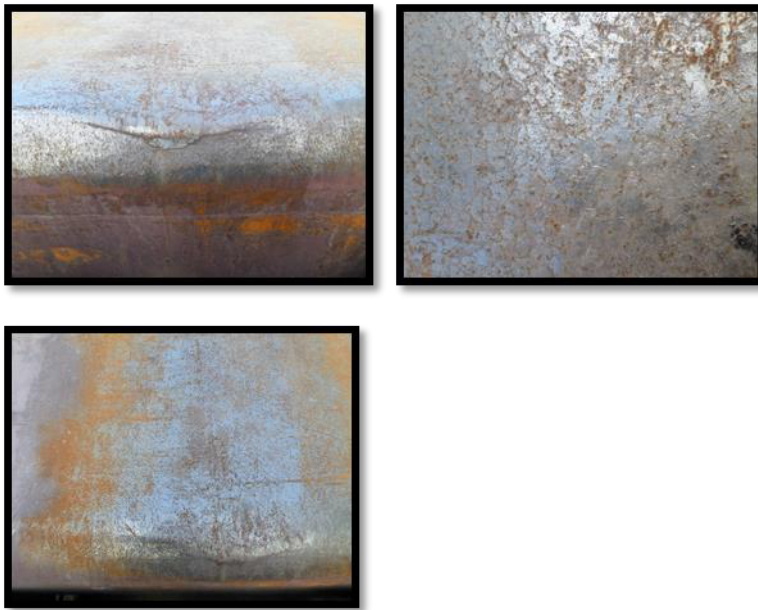


Fig5.1.DEFECTOS SUPERFICIALES EN HERRAMIENTAS DE FORJA. A.- Deformación, fatiga térmica y oxidación en la superficie. B.-defecto de fatiga térmica a lo largo de la zona de trabajo. C.- Fatiga térmica en diferentes tipos de dados.

### 5.3 Caracterización cladding

Es conocido que un material [31,36] con el fin de soportar la fatiga térmica debe tener un bajo coeficiente de expansión térmica y alta conductividad térmica. Los materiales para herramientas de forja también requieren: alta resistencia a la deformación en caliente, buena resistencia al revenido, ductilidad y dureza adecuada. El alcance de este trabajo es únicamente el estudio de la fatiga térmica como fenómeno de degradación, y las caracterizaciones se centran en el estudio de la propagación de las grietas después de los ensayos de fatiga térmica y el análisis de falla post aplicación.

Las microestructuras finales de la capa dura del cladding son martensíticas, pero orientadas en la estructura columnar de las dendritas procedentes del proceso de soldadura; ver en el anexo B la figura B4. La soldadura intermedia presenta también una estructura martensítica pero esta es más difícil de definir siendo

opacada por la estructura de colada, figura B3. El metal base mantiene una estructura de ferrita y perlita lejos de la HAZ, figura B1, La martensita en la soldadura dura e intermedia, a pesar de que la placa base fue precalentada y la soldadura aislada con concha térmica después de su aplicación, se debe al alto contenido de cromo. Estas aleaciones están compuestas principalmente de Cr y C y presentan de 10.5% a 18% de Cr, la composición química del cladding y metal base se observa en el anexo E figuras 1, 2 y 3. Otras características; como el tamaño de grano austeníticos, cantidad de carburos primarios y la cantidad de elementos de aleación disueltos, dependen de la temperatura de austenización y tienen un efecto considerable tanto en las propiedades térmicas como en las mecánicas de la aleación usada en el cladding [31]. por otro lado la zona de HAZ como se observa en la figura 4.6 tuvo una buena repetividad de aproximadamente 14mm en especímenes de prueba, la dureza alcanzada fue de 350Hv antes de los revenidos como se muestra en la figura 4.12 la estructura es una grano crecido como se observa en los anexos B2 y B3, posteriormente muestra un ligero aumento de dureza post revenidos figura 4.13, y decae en los ensayos de fatiga térmica figura 4.14 (Mencionar estructura en la zona afectada por el calor, basarse en mediciones de dureza)

Después de los ensayos de fatiga térmica realizados se presentó un crecimiento de grano el cual cambia las características de la aleación, al tener un tamaño de grano más grande la aleación se vuelve propensa al agrietamiento por esfuerzos mecánicos, en los anexos A y anexos D se observa un crecimiento en la estructura martensítica debido al efecto de la temperatura de los ensayos de fatiga térmica, un crecimiento de grano, se debe tomarse en cuenta ya que las cargas ocasionadas por el proceso de forja pueden generar defectos internos del cladding y en combinación con los defectos internos de soldadura y los superficiales por fatiga térmica acortan al vida de las herramientas de forja en una manera considerable.

Como se mostró en la figura D3 y en el Anexo D, se observa una precipitación de carburos en la soldadura intermedia después del revenido y esta aumenta con

los ciclos de fatiga térmica, esto es esperado pues un análisis termodinámico realizado en JmatPro® sugiere que dentro del rango de temperaturas de 480°C a 800°C se presenta la precipitación de los carburos de distintos elementos, ( $M_6C$ ,  $M_7C$  y  $MC$ ).

El tratamiento térmico realizado en las muestras afectó de manera general tanto a las capas de cladding como al material base. Relajando esfuerzos y aumentando la dureza, figura 4.13. En las capas del cladding este aumento de dureza se explica principalmente por precipitación de carburos. La Figura 5.3, compara zonas equivalentes de la soldadura intermedia donde se muestra la precipitación de  $M_6C$ ,  $M_7C$  y  $MC$ , después del revenido. Este fenómeno ha sido reportado anteriormente para estos [31]. En consecuencia aumenta la resistencia mecánica durante el revenido.

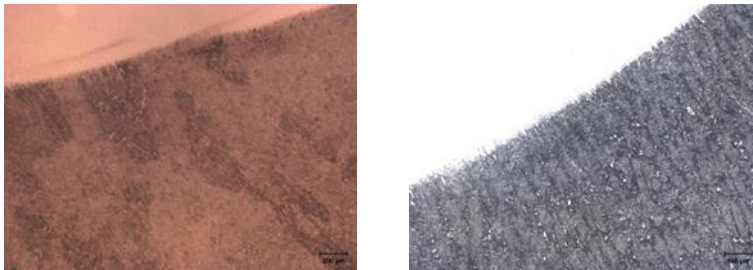


Fig5.3 línea intermedia entre soldaduras a) 200x, nital al 2%, no se observan carburos en la soldadura intermedia, b) 100X, Kalling's, después de tratamiento de revenido, se comenzó a observar la precipitación de carburos.

## **5.4 Calidad de cladding.**

### **5.4.1 Testigos**

Los parámetros de soldadura usados ayudaron a tener una buena geometría y una buena penetración del cordón de soldadura [16], el problema común en Los testigos es la presencia de porosidades y grietas en el cladding, como se observa en el anexo B, figuras 7, 13, y 16. Esto se debe a las altas velocidades de aplicación de la soldadura, y a la rápida pérdida de calor del cladding; los cuales no permiten sanar los poros formados durante la solidificación. Las grietas se producen durante la fase terminal de la solidificación, cuando las tensiones de



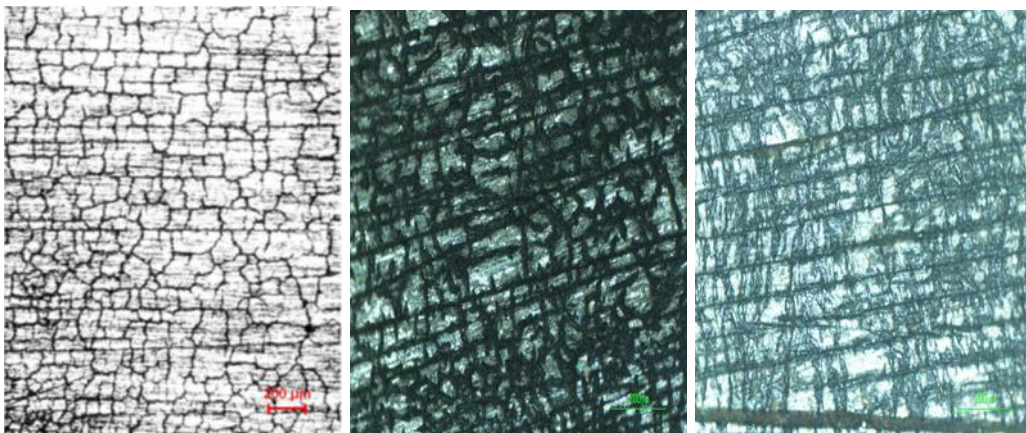
tracción desarrollados a través de los granos adyacentes exceden la resistencia del metal de soldadura que está casi completamente solidificado. Es común también que el agrietamiento se deba a la contracción durante la solidificación, debido a que esta contracción es obstaculizada por el metal de base, especialmente si la pieza de trabajo está limitada en su geometría y no puede contraerse libremente. En consecuencia, se desarrollan tensiones de tracción en el metal de soldadura al solidificar. La gravedad de tales tensiones de tracción aumenta tanto con el grado de restricción y el espesor de la pieza de trabajo.

#### 5.4.2 Herramientas en campo

En cuanto a prácticas de aplicación se encontraron defectos como la falta de penetración en al menos una herramienta, esto es generado por la falta de calor de la herramienta, es importante respetar los valores de amperaje óptimos de los equipos para prever futuras fallas. En el anexo C se encuentran algunos defectos encontrados en las herramientas de forja.

### 5.5 Resistencia a la Fatiga Térmica

En las pruebas de fatiga térmica se obtuvo que a partir de los 350 ciclos se presentó un ensanchamiento de las grietas de maquinado como se observan en la imagen B y C de la figura 5.2. El acabado de maquinado se muestra como un concentrador de esfuerzos, generando un acabado tipo “piel de cocodrilo” y defectos en forma de escalonamiento, por otro lado, a los 500 ciclos de prueba no se presentaron grietas pequeñas que penetraran los especímenes, el defecto solo se presentó superficialmente.





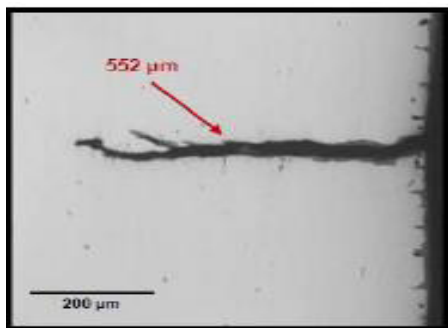
A

B

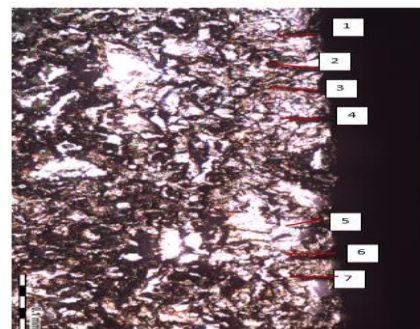
C

Fig. 5.2. A.-material H13 con 500 ciclos en condición de austenizado 1020°C con doble revenido de 550°C primero de 1hr y segundo de 2hr enfriado al aire., B.-500 ciclos cladding, condiciones de operación aplicación de SAW con los parámetros actuales del equipo y un enfriamiento controlado por colcha cerámica, los revenidos de 480°C por 6hr con rampa de calentamiento de 200°C por 2hr, C.-350 ciclos cladding en condiciones de operación aplicación de SAW con los parámetros actuales del equipo y un enfriamiento controlado colcha cerámica, revenidos de 480°C por 12hr con rampa de calentamiento de 200°C por 2hr.

En la figura 5.2, se muestra la comparación de en una probeta de material H13 (A) ref. [17] con doble revenido contra muestras recubiertas por cladding B, con un solo tratamiento térmico de revenido, estas muestras fueron sometidas a 500 ciclos en fatiga térmica con condiciones similares para las dos muestras, la probeta B se observan grietas entre los 33 y 39 micras como se ve en la figura 5.3. En la muestra A se encontraron grietas más profundas, debido a que el material H13 es más sensible a la fatiga térmica, las grietas fueron fáciles de identificar. Las muestras B presentan mayor resistencia a la generación de grietas con poca profundidad, indicando que el material del cladding es más resistente que el material H13 que no tiene recubrimiento de soldadura.



A



B

Fig. 5.2. A.-material de h13 sometido a 500 ciclos de fatiga térmica. B.- Material con cladding sometido a 500 ciclos de fatiga térmica.

1	37 <sup>μm</sup>
2	55 <sup>μm</sup>
3	37 <sup>μm</sup>
4	33 <sup>μm</sup>
5	35 <sup>μm</sup>
6	38 <sup>μm</sup>
7	39 <sup>μm</sup>

Fig. 5.3. Mediciones de grietas de la figura B.

Otros de los factores que influyen en la calidad del cladding es su dureza, se encontró que para la capa superior de cladding después de los 500 ciclos la dureza decaen en un valor promedio de 500 HV hasta los 475HV tabla 4.13 y tabla 4.14, esta baja de dureza puede estar ligada a los ciclos térmicos que fue sometida la muestra, además de ocasionar una falta de cohesión en la superficie de la soldadura de recubrimiento esto derivado de los ensayos ver figura 4.17.

Para la capa intermedia el principal problema encontrado fue la aparición de carburos, los cuales comenzaron a precipitar a partir de los revenidos, los ciclos térmicos propiciaron el crecimiento de los carburos de cromo en los límites de grano, generando un endurecimiento por precipitación el cual no es benéfico en exceso debido a las cargas externas que recibe el cladding, además la presencia de poros y grietas en la aleación Anexo B figura 21 y anexo D figura 3, que ayuda a la propagación de grietas al interior del cladding y grietas en las herramientas de forja. En la parte de material base, se presentó un crecimiento de grano en la zona afectada por el calor, la estructura encontrada fue ferrita y perlita, ver anexo B con una dureza promedio de 334HV después de los revenidos y 327HV antes de los revenidos.

## **CAPÍTULO 6 CONCLUSIONES**

### **6.1. Introducción**

En este capítulo se presentan las conclusiones de la tesis, en base a los resultados obtenidos durante la investigación en relación con la durabilidad de las herramientas de forja y de los mecanismos de degradación, se puede concluir que:

1. La dureza de los especímenes M2, M3, M4 con revenidos superiores a las 4hrs presentaron precipitación de carburos en la soldadura de aporte como se observa en la figura 6.1.
2. Los parámetros usados en el proceso de SAW, no son suficientes para sanar los poros que se forman durante la aplicación, la contracción de material líquido es uno de los principales generadores de grietas y poros, por otro lado, los parámetros utilizados ayudan a tener una buena geometría y penetración de cladding pero no son suficientes para sanar poros en la soldadura.
3. Los carburos presentes  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ , crecieron debido a los ciclos térmicos en un rango de 400°C a 600°C que son las temperaturas que experimentan las herramientas en caliente, esto genera un aumento en la dureza de la soldadura la cual no puede ser tan benéfica ya que al tener una dureza elevada puede generar un agrietamiento esto en combinación con las cargas que experimenta la herramienta durante el proceso de forja.
4. Además, el acabado superficial de maquinado ayudo como generador de grietas de fatiga térmica, las cuales presentaron un patrón de agrietamiento del tipo escalón, las grietas ensanchadas siguen el flujo de las líneas de acabado del material. Figura 6.27

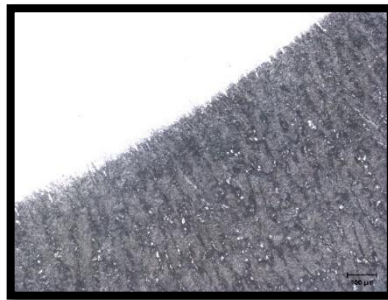
5. Como trabajo a futuro es recomendable ensayar muestras a 1000 a 2000 ciclos y conocer el número de ciclos a los cuales podemos obtener grietas con mayor profundidad en la capa superior del cladding y realizar comparaciones de trabajos similares realizados en el material H13.
6. Además de realizar estudios de las variables de aplicación del arco sumergido, en especial que tengan que ver con correlacionar la generación de poros y grietas con respecto a la variable de velocidad.



A



B



C

Fig.6.1 imágenes de la soldadura de aporte de diferentes especímenes. Las muestras fueron reveladas con nital al 2% A.- muestra M2 muestra la presencia de carburos de cromo que fueron verificados por SEM. B.-

muestra M3, los carburos precipitaron cercano a la línea de fusión entre soldaduras. C.-muestra M4 carburos de cromo crecieron a lo largo de la soldadura intermedia.

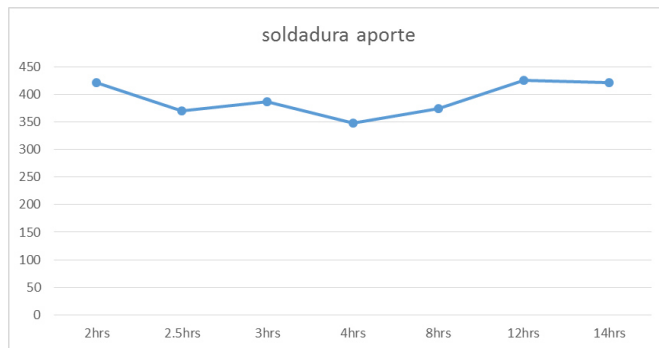


FIG.6.2 se observa como decrece la dureza en la soldadura de aporte en un rango de 4 a 8 horas.

Anexo A (estructuras antes de revenidos). Figuras de las estructuras después de la aplicación del cladding sin revenidos.

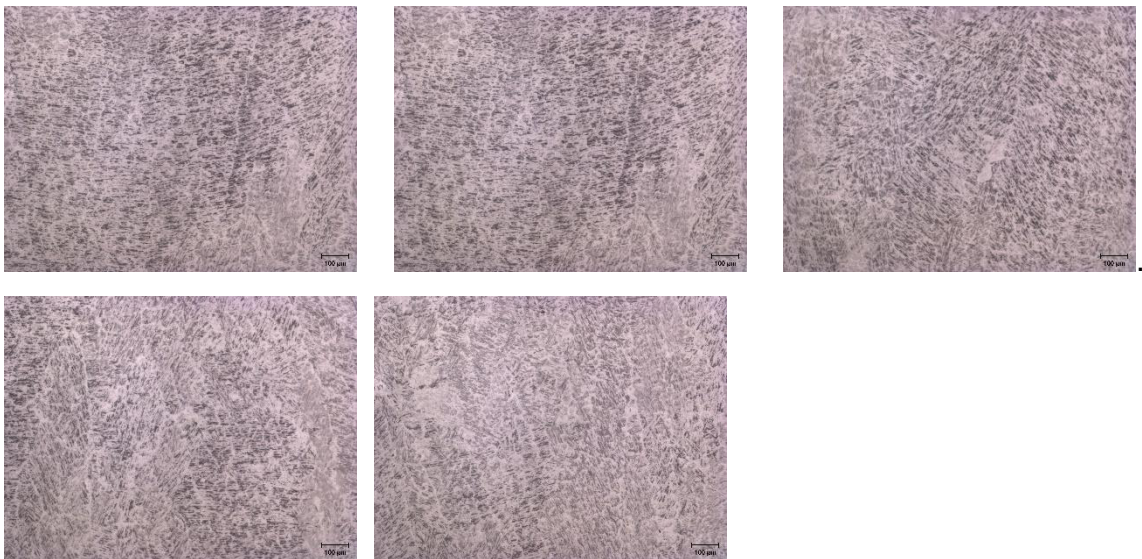


FIG.A1.-soldadura de contacto, Kallings, 100X. Estructura martensita

Anexo B (estructuras revenidos). Figuras de las estructuras formadas en los testigos después de los revenidos.





FIG.B1.-M1, Metal BASE, NITAL 2%, 100X. Estructura ferrita perlita



FIG. B2.-M1, Haz, NITAL 2%, 100X. Haz parte superior soldadura intermedia



FIG. B3.-M1, soldadura intermedia, NITAL 2%, 100X. Imágenes presentan una formación dendrítica al solidificar



A

B

C

FIG. B4.-M1, soldadura contacto, KALLING'S, 100X.

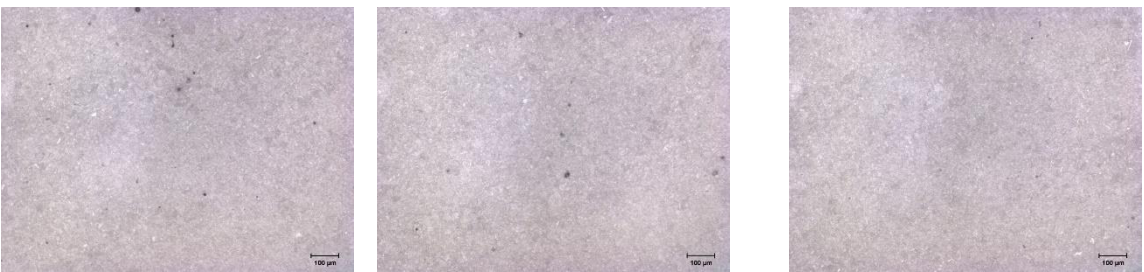


FIG. B5.-M3, Metal BASE, NITAL 2%, 100X. Estructura ferrita perlita

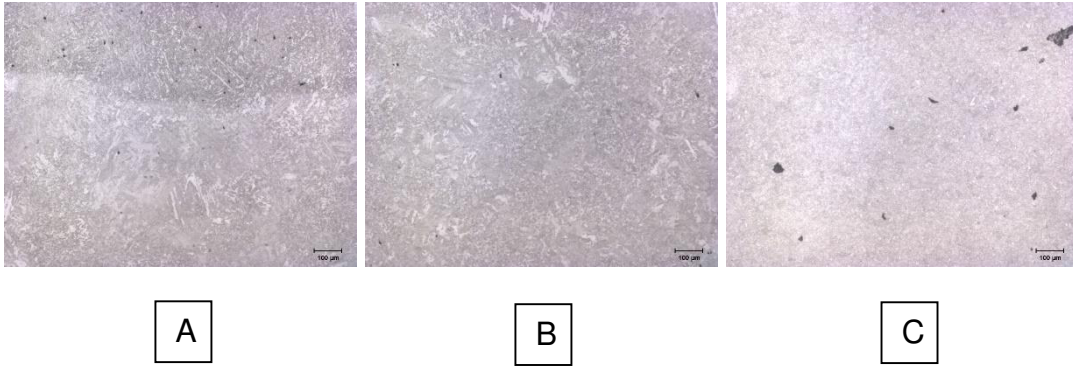


FIG. B6.-M3, Haz, NITAL 2%, 100X. Haz. Imagen C.- muestra algunos poros en el metal base.

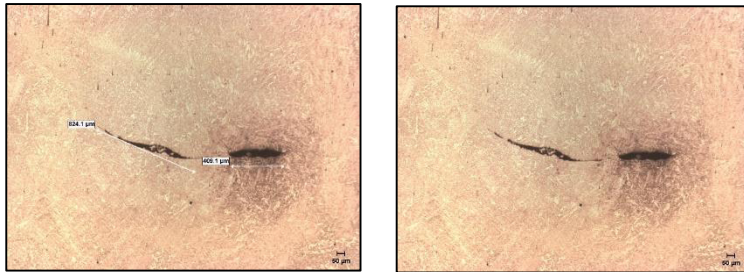


FIG. B7.-M3, Soldadura intermedia, NITAL 2%, 100X. Poros y grietas encontradas después de la aplicación de SAW



FIG. B8 M3, Soldadura intermedia, KALLING'S 50X. Soldadura intermedia a 50x. Después de revenidos se observan carburos de cromo.



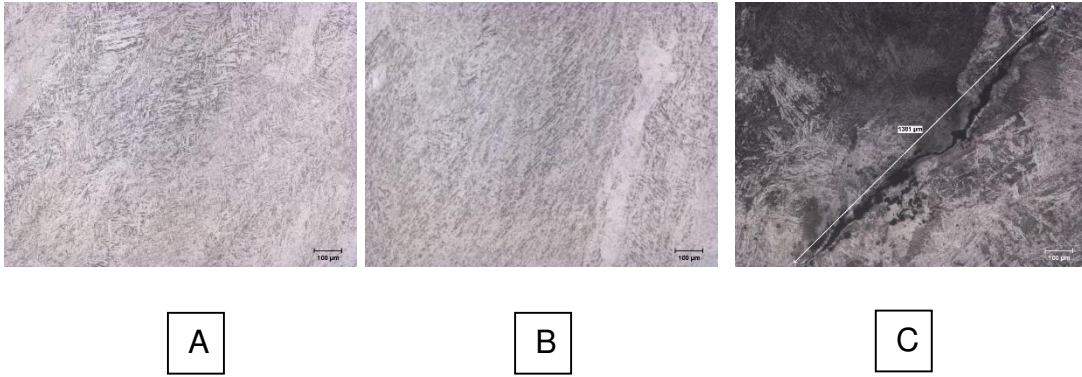


FIG. B9.-M3, soldadura contacto, KALLING'S, 100X. Imágenes. Tamaño de grano 6 ASTM. C.-muestra grietas de 2mm en la soldadura superior.

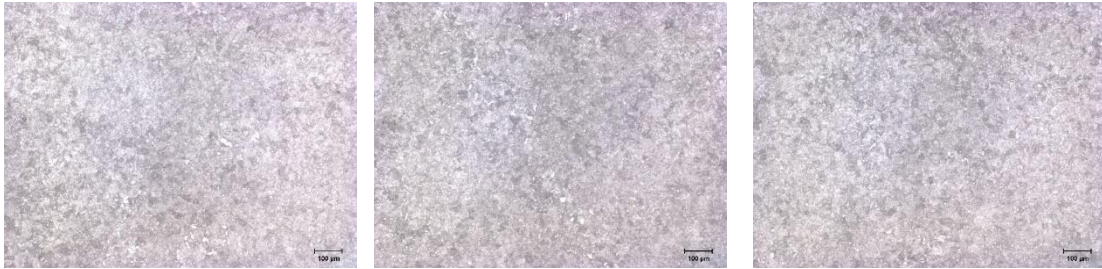


FIG. B10.-M4, Metal BASE, NITAL 2%, 100X. Estructura ferrita perlita.

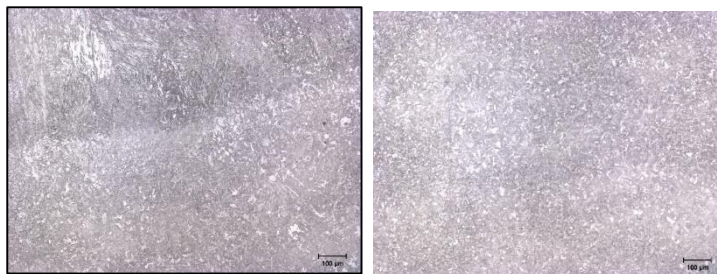
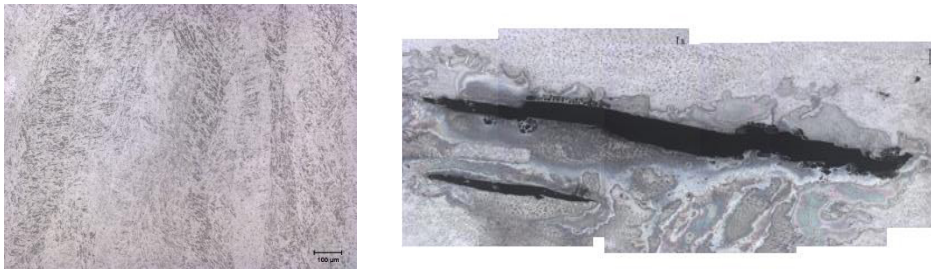


FIG. B11.-M4, Haz, NITAL 2%, 100X. Haz parte superior soldadura intermedia. Se observa un crecimiento de grano en la zona imagen, similar a la marcada en diversos artículos.



FIG. B12.-M4, soldadura intermedia, NITAL 2%, 100X. Imágenes presentan una formación dendrítica al solidificar.



A

B

FIG. B13.-M4, soldadura contacto, KALLING'S, 100X. Imágenes. Tamaño de grano 6 ASTM. B.-Grietas presentes en la soldadura superior.

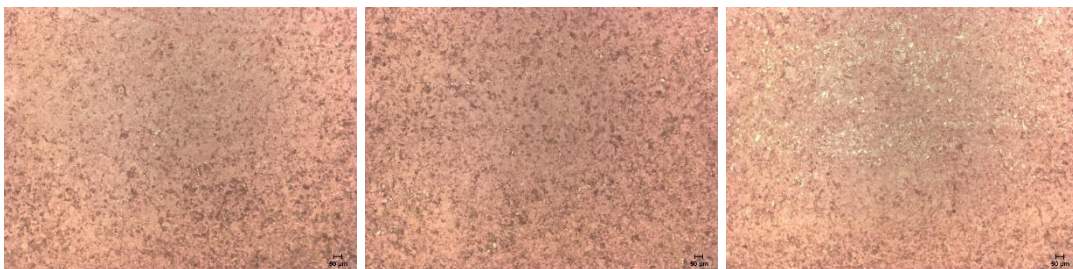


FIG. B14.-M5, Metal BASE, NITAL 2%, 50X. Se comenzaron a observar carburos de cromo

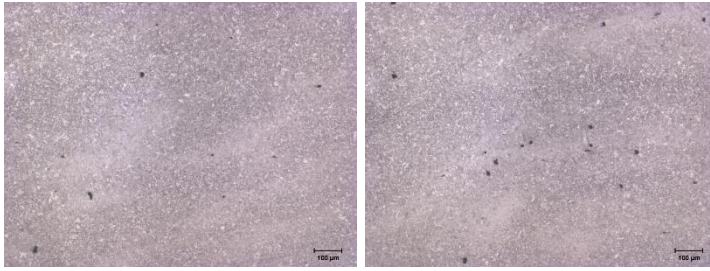


FIG. B15.-M5, Haz, NITAL 2%, 100X. Se observan poros cercanos a la línea de fusión entre soldadura intermedia y metal base.

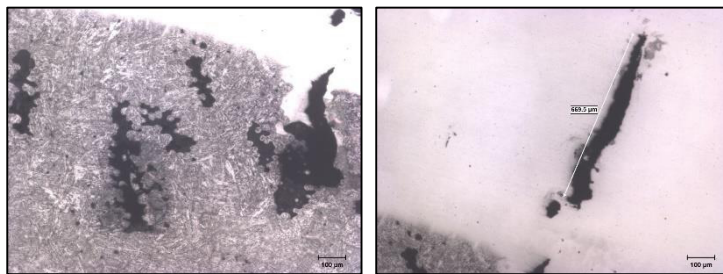
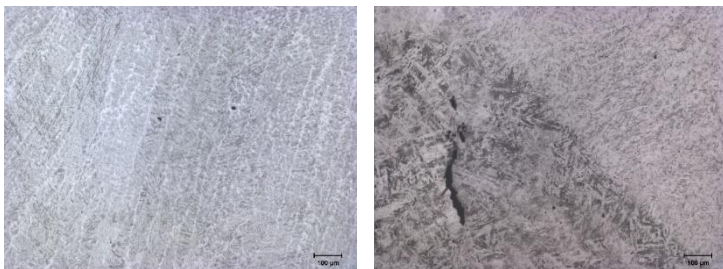


FIG. B16.-M5, soldadura intermedia, NITAL 2%, 100X. Se observan poros cercanos a la línea de fusión entre soldaduras.



A

B

FIG. B17.-M5, soldadura contacto, KALLING'S, 100X. Imágenes. Tamaño de grano 6 ASTM. B.-Grietas presentes en la soldadura intermedia.



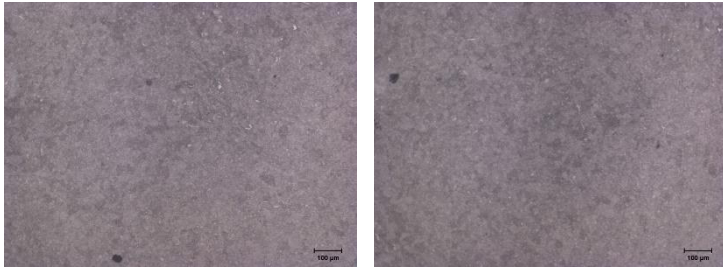


FIG. B18.-M6, Metal BASE, NITAL 2%, 100X. Se comenzaron a observar carburos de cromo



FIG. B19.-M6, Haz, NITAL 2%, 100X. Se observan crecimiento de granos en la parte superior



A

A

A

FIG. B20.-M6, soldadura intermedia, NITAL 2%, 100X. A.- línea de fusión entre soldaduras, B.- Línea de fusión entre soldadura suave y metal base, C.-poros en soldadura intermedia.

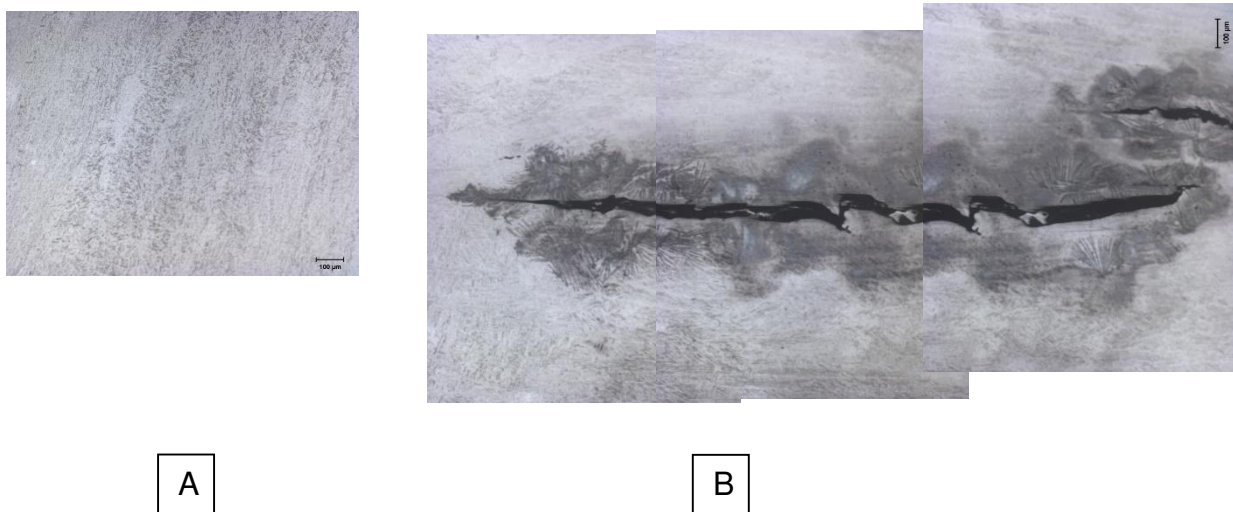


FIG. B21.-M6, soldadura contacto, KALLING'S, 100X. Imágenes. A.-Tamaño de grano 6 ASTM presente una solidificación en forma de columna en forma de dendritas B.-Grietas presentes en la soldadura.

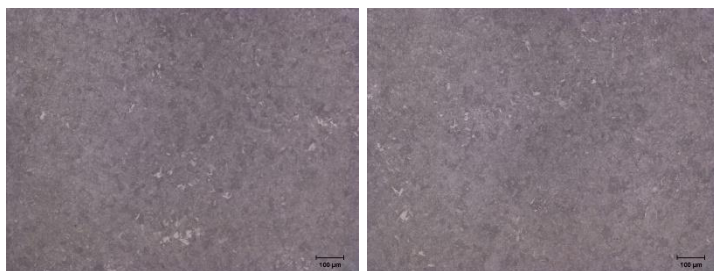


FIG. B22.-M8, Metal BASE, NITAL 2%, 100X. Se comenzaron a observar carburos de cromo.

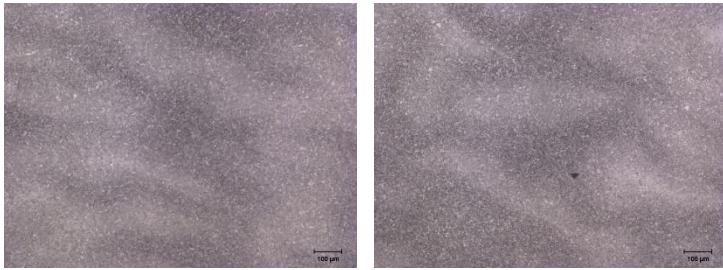


FIG. B23.-M8, Haz, NITAL 2%, 100X. Se observan crecimiento de granos en la parte superior

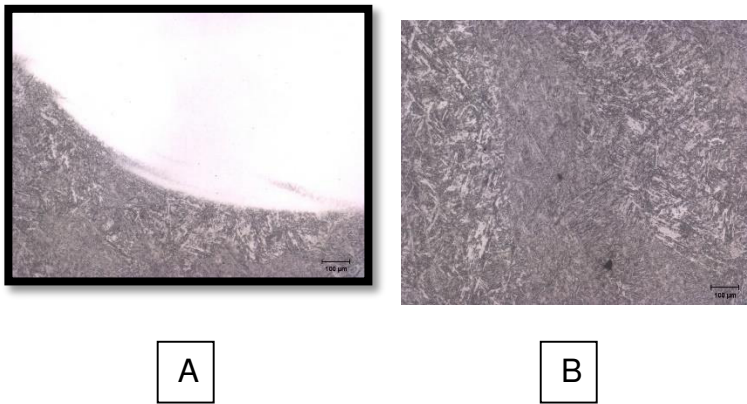


FIG. B24.-M8, soldadura intermedia, NITAL 2%, 100X. A.- Línea de fusión entre soldaduras, B.-

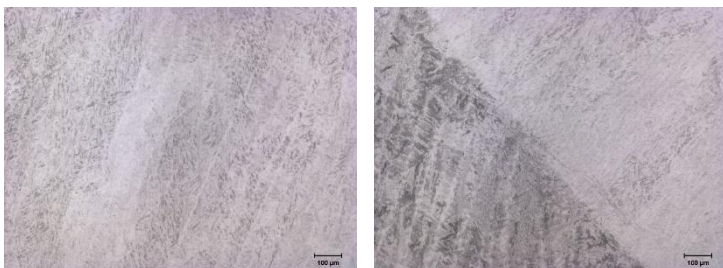


FIG. B25.-M8, soldadura contacto, KALLING´S, 100X. Imágenes. A.-Tamaño de grano 6 ASTM presente una solidificación en forma de columna en forma de dendritas B.-Línea de fusión entre soldaduras.



A

B

C

FIG. B26 Soldadura intermedia. A100, B100x, C 200X después de revenidos se observan carburos de cromo, esto se presentó en general sobre la soldadura intermedia en la mayoría de los especímenes de soldadura después de los revenidos

Anexo C (defectos en dados). Defectos comunes para las herramientas de forja, dados planos y axiales.



A

B

C

FIG.C1 Zona de contacto en herramientas planas, se observan defectos de fatiga térmica y corrosión en la superficie.



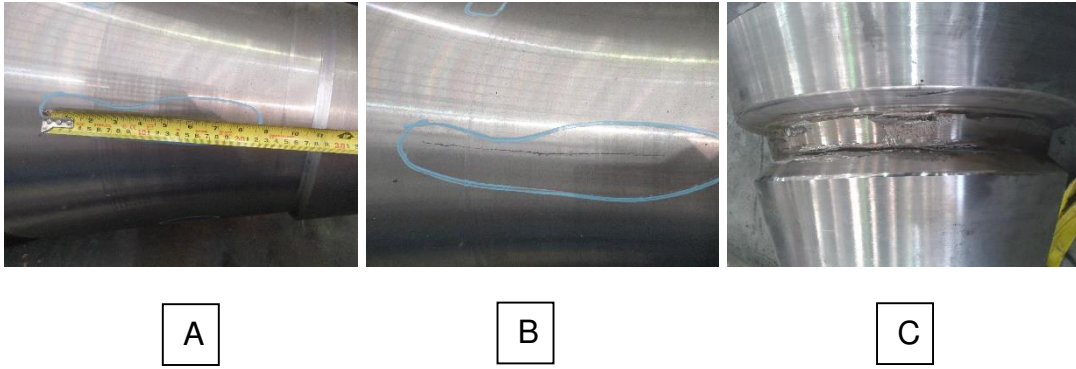


FIG. C2 Zona de contacto en herramientas, A.- grietas después de maquinado en axiales, B imagen sin escala de la grieta superficial, C.- defecto de abrasión en axiales.



FIG. C3 Zona de contacto en herramientas, A.- desgaste en la zona de trabajo, se presentó fatiga térmica en la zona de trabajo, B.- Falta de penetración de cladding



Anexo D (estructuras después de fatiga térmica). Figuras de las estructuras formadas después de los ensayos de fatiga térmica, principalmente en los recubrimientos de soldadura.



FIG.D1 muestra M1, recubrimiento duro, muestra un tamaño de grano 7 ASTM, imágenes 100x.Kalling's

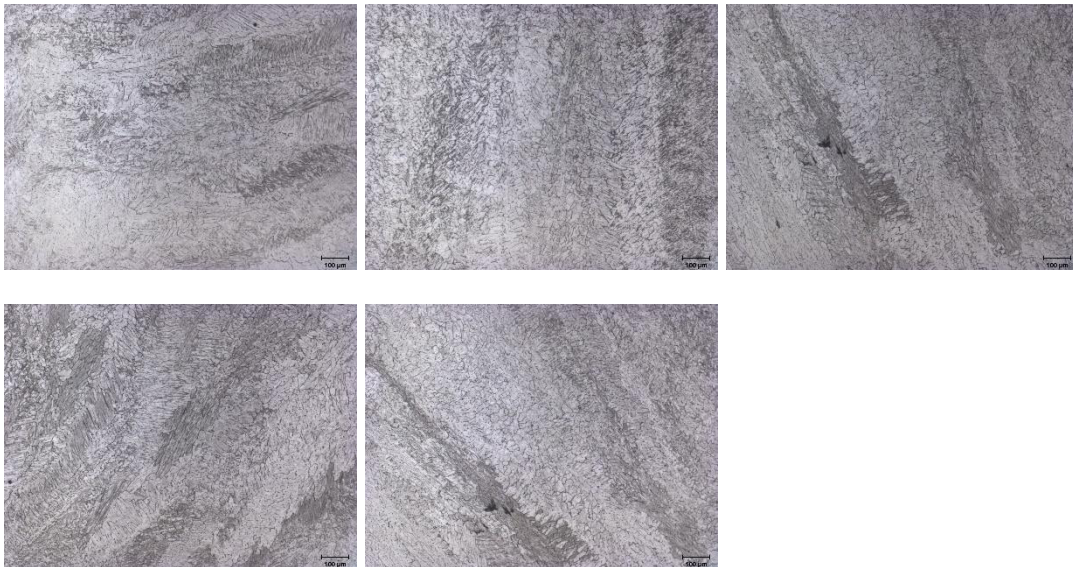


FIG. D2 muestra M2, recubrimiento duro, muestra un tamaño de grano 7.5 ASTM, imágenes 100x., ataque Kalling's.

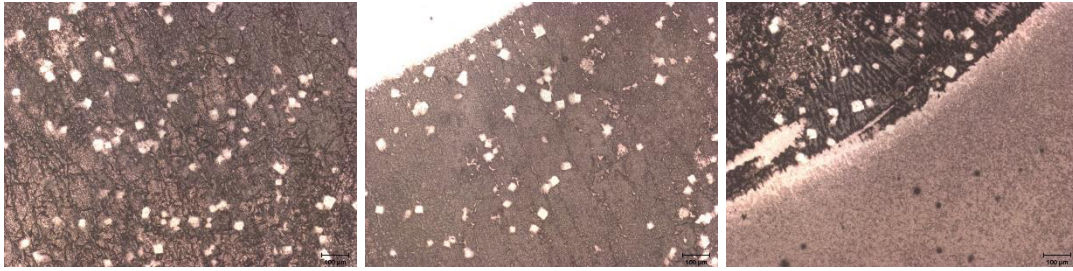


FIG. D3 muestra M2, recubrimiento Intermedio, muestra un tamaño de grano, imágenes 100x. Ataque beachet. Presencia de carburos de cromo

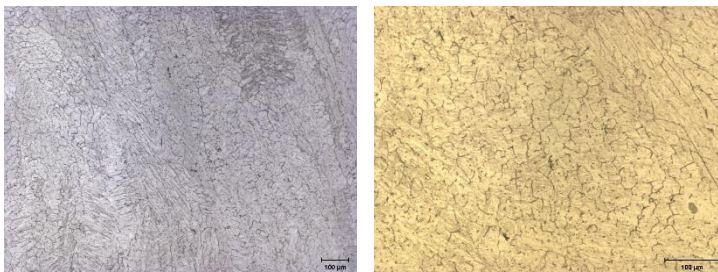


FIG. D4 muestra M6, recubrimiento duro, muestra un tamaño de grano 7 ASTM, imágenes 100x., ataque Kalling's.

Anexo E (Durezas después de fatiga térmica). Figuras de las estructuras formadas después de los ensayos de fatiga térmica.

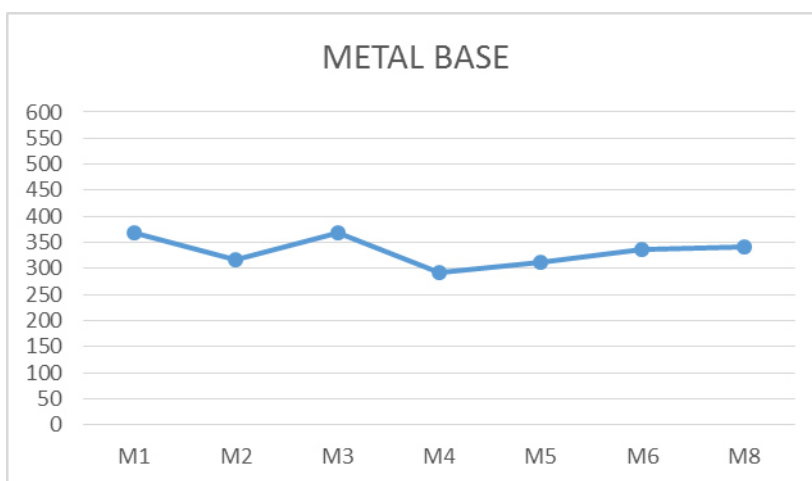


FIG.E1 Metal base de todas las muestras ensayadas

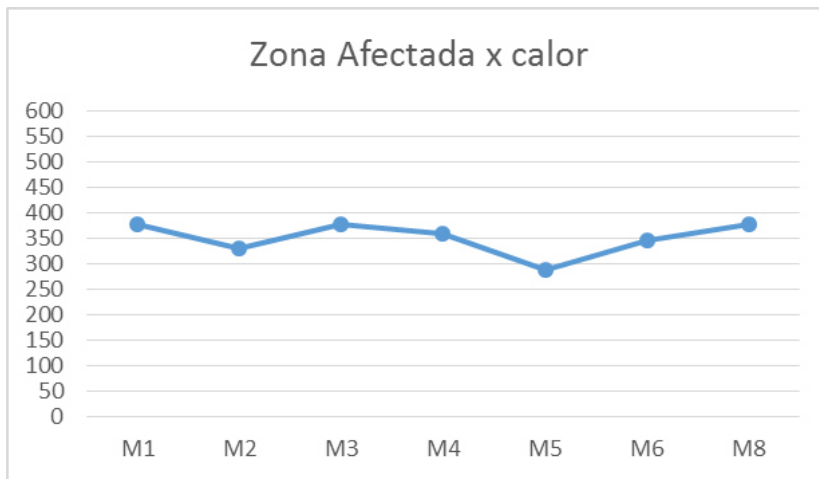


FIG. E2HAZ de todas las muestras ensayadas

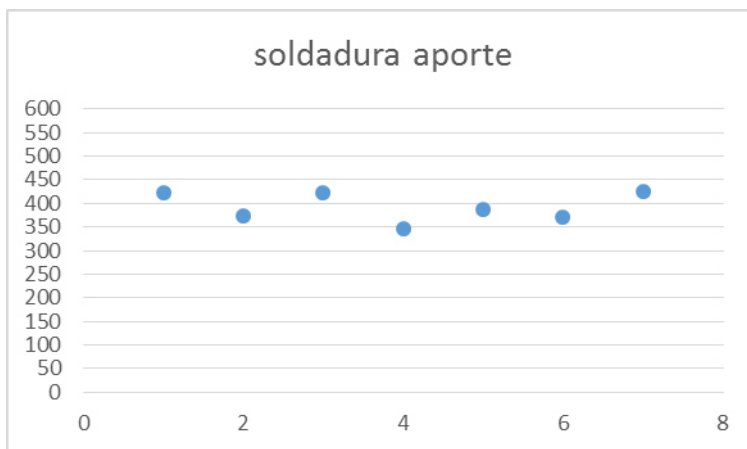


FIG. E3 soldadura intermedia de todas las muestras ensayadas

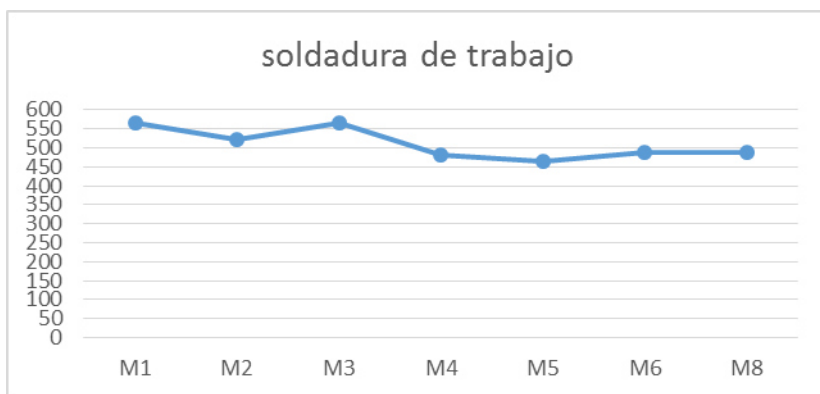


FIG. E4 soldadura dura de todas las muestras ensayadas

Anexo F.- (SEM). Figuras de los análisis de SEM realizados en la soldadura intermedia, el objetivo conocer el tipo de carburos que precipitados en la soldadura.

Sample Name: muestra1 Area 1

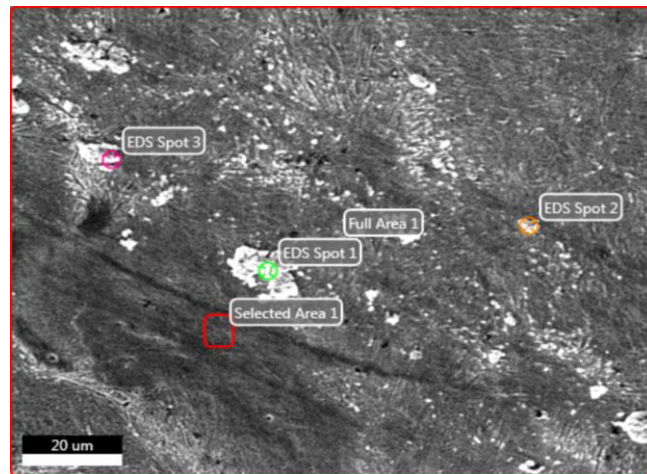


FIG. F1 .Partículas y áreas seleccionadas para análisis en la muestra 1

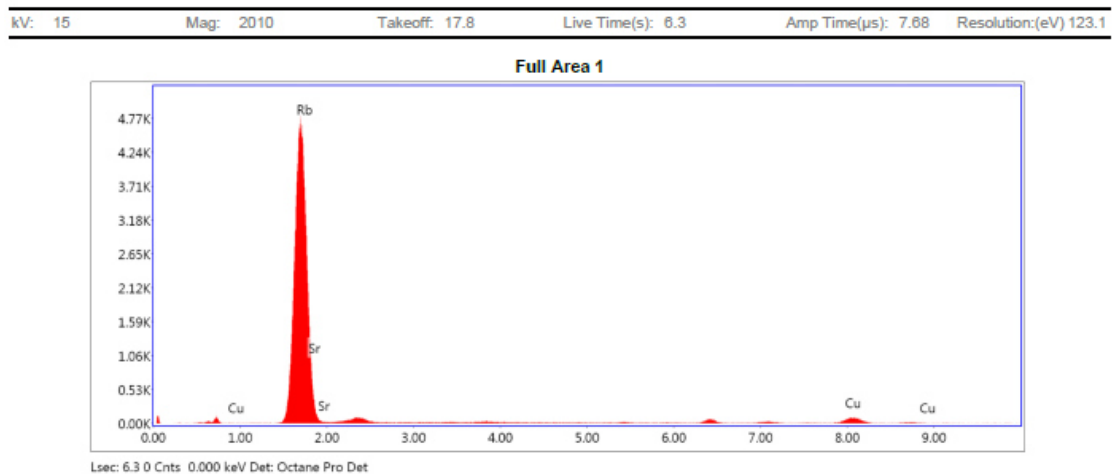


FIG. F1.1 Análisis global de la muestra, solamente se observa el recubrimiento de Au.

### eZAF Smart Quant Results

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
RbL	69.91	67.11	13539.00	2.58	0.6349	0.9890	1.0062	0.9134	1.0053
SrL	16.84	15.77	2059.01	6.34	0.1002	0.9878	1.0120	0.5990	1.0055
CuK	13.26	17.12	541.56	7.16	0.1599	1.0929	0.9802	0.9874	1.1179

FIG. F1.2 Análisis global de la muestra, solamente se observa el recubrimiento de Au.

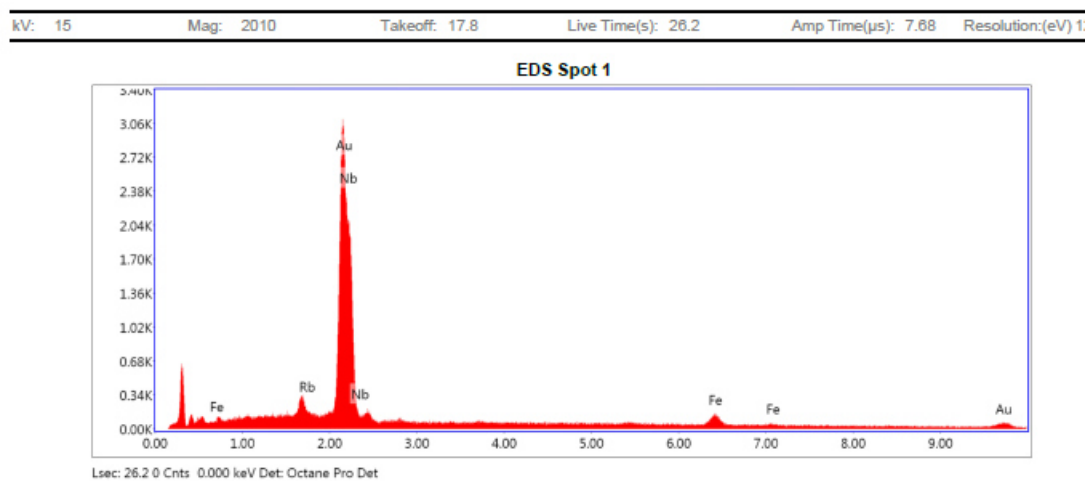


FIG. F1.3 Análisis sobre una partícula seleccionada, solamente se observa recubrimiento de Au.

**eZAF Smart Quant Results**

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
RbL	2.79	3.14	73.18	13.25	0.0250	1.0145	0.9649	0.8738	1.0129
AuM	19.02	9.29	351.75	7.18	0.1848	0.8514	1.1393	1.0640	1.0724
NbL	68.64	71.11	1608.25	3.15	0.6555	1.0225	0.9876	0.9310	1.0030
FeK	9.55	16.46	100.37	15.96	0.1085	1.1894	0.9340	0.9452	1.0275

FIG. F1.4 Análisis superficial para análisis químico.

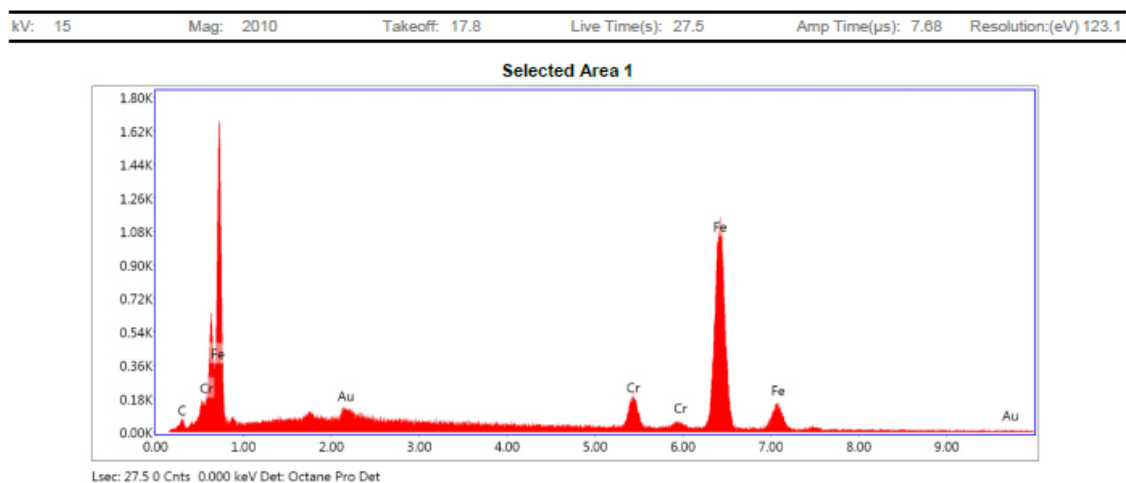


FIG. F1.5 Análisis superficial para análisis químico.

**eZAF Smart Quant Results**

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
C K	3.11	13.00	26.84	14.06	0.0102	1.3442	0.8422	0.2433	1.0000
AuM	0.84	0.21	25.02	21.97	0.0101	0.7384	1.2676	1.1014	1.4724
CrK	6.21	6.00	141.78	9.25	0.0798	0.9647	0.9640	0.9934	1.2997
FeK	89.83	80.78	1089.20	3.29	0.9039	0.9894	1.0031	0.9931	1.0240

FIG. F1.6 Análisis superficial para análisis químico.



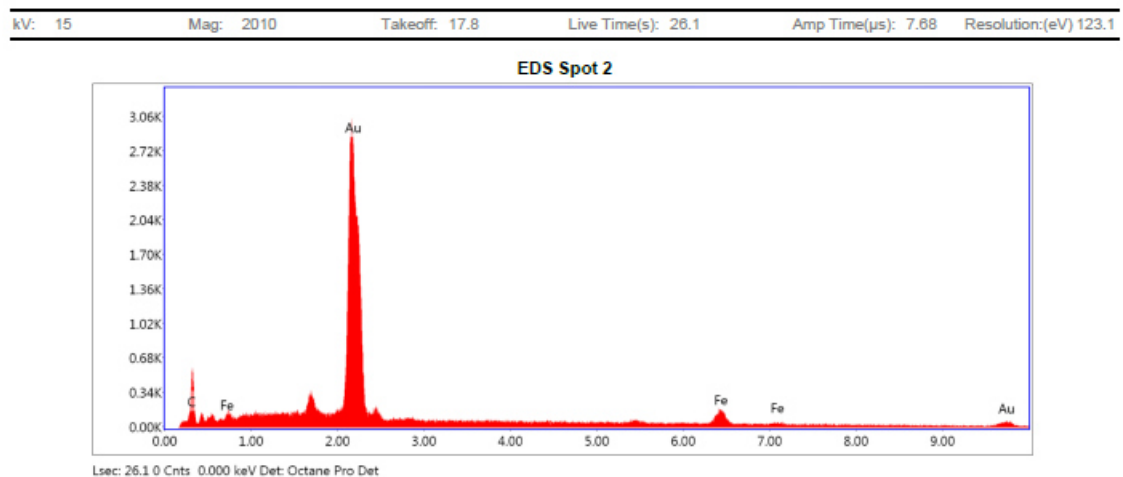


FIG. F1.7 Análisis superficial para análisis químico.

**eZAF Smart Quant Results**

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
C K	21.06	75.48	189.81	9.89	0.0950	1.4877	0.7615	0.3033	1.0000
AuM	65.78	14.38	1140.72	3.63	0.6078	0.8222	1.1603	1.1002	1.0213
FeK	13.16	10.14	130.24	11.60	0.1428	1.1268	0.9458	0.9496	1.0138

FIG. F1.8 Análisis superficial para análisis químico.

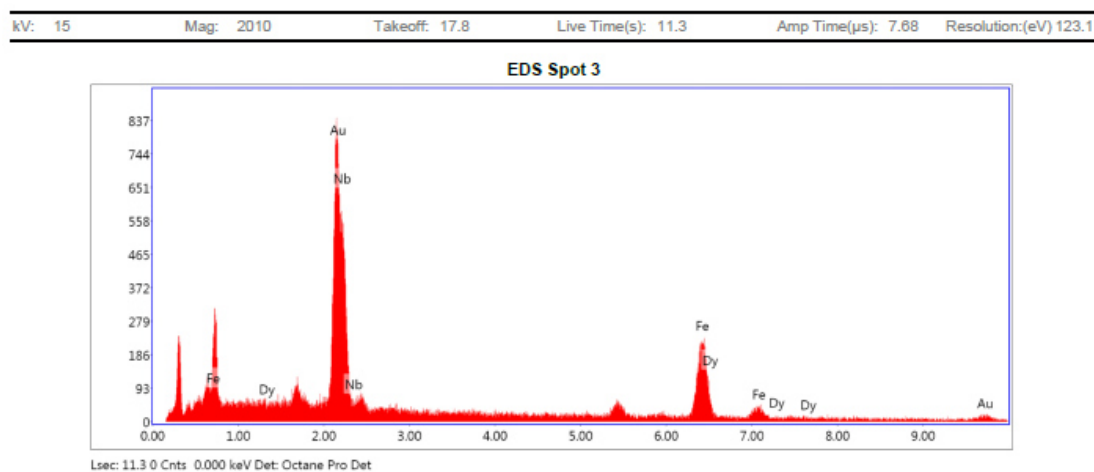


FIG. F1.9 Análisis superficial para análisis químico.



**eZAF Smart Quant Results**

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
AuM	12.38	5.61	257.76	10.21	0.1115	0.8473	1.1494	0.9859	1.1007
NbL	35.35	33.99	886.84	6.89	0.2909	1.0176	0.9964	0.8053	1.0044
FeK	30.16	48.25	391.42	6.60	0.3484	1.1614	0.9397	0.9804	1.0356
DyL	22.11	12.15	121.54	21.35	0.1959	0.8522	1.0596	0.9978	1.0420

FIG. F1.10 Análisis superficial para análisis químico.

Sample Name: muestra1 Area 2

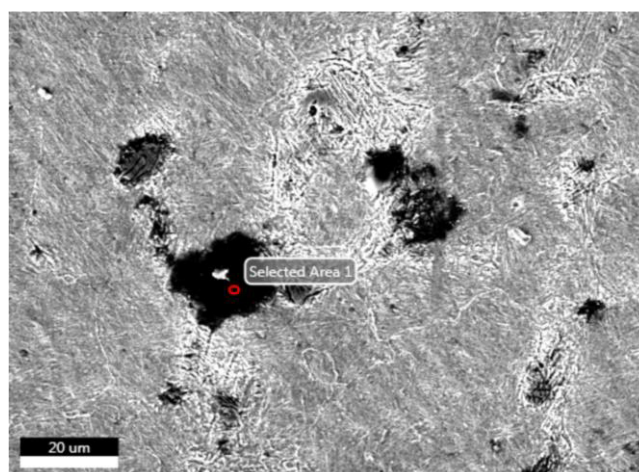


FIG. F1.11 Análisis superficial para análisis químico.

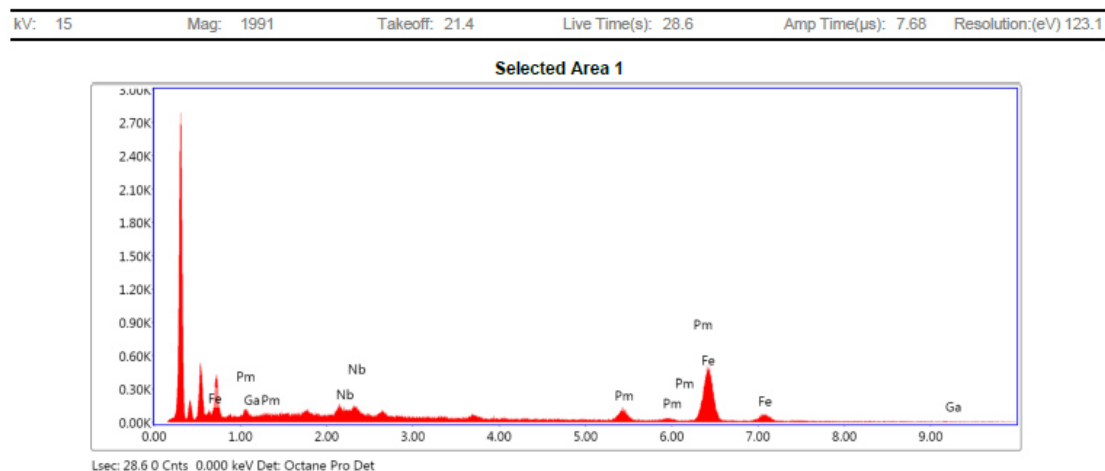


FIG. F1.12 Análisis superficial para análisis químico.

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
GaL	3.35	3.18	17.34	19.95	0.0131	0.9806	0.9959	0.3995	0.9985
NbL	5.42	3.86	64.38	8.55	0.0418	0.9417	1.0558	0.8003	1.0219
PmL	20.78	9.48	80.08	17.70	0.1935	0.8304	1.1069	1.0360	1.0828
FeK	70.45	83.47	441.08	4.00	0.7590	1.0602	0.9771	0.9877	1.0288

FIG. F1.13 Análisis superficial para análisis químico.

Sample Name: muestra1

Area 3

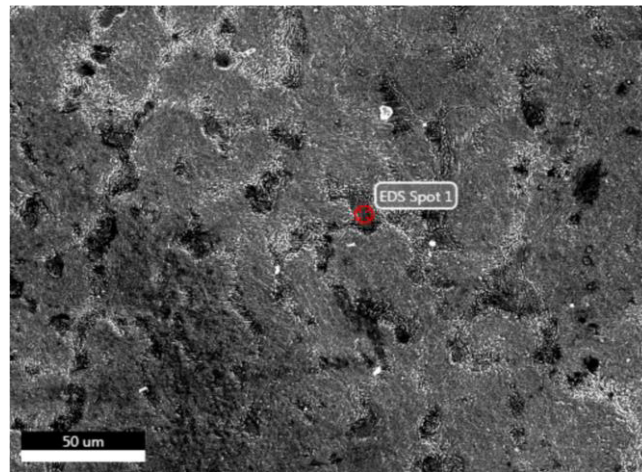


FIG. F1.14 Análisis superficial para análisis químico.

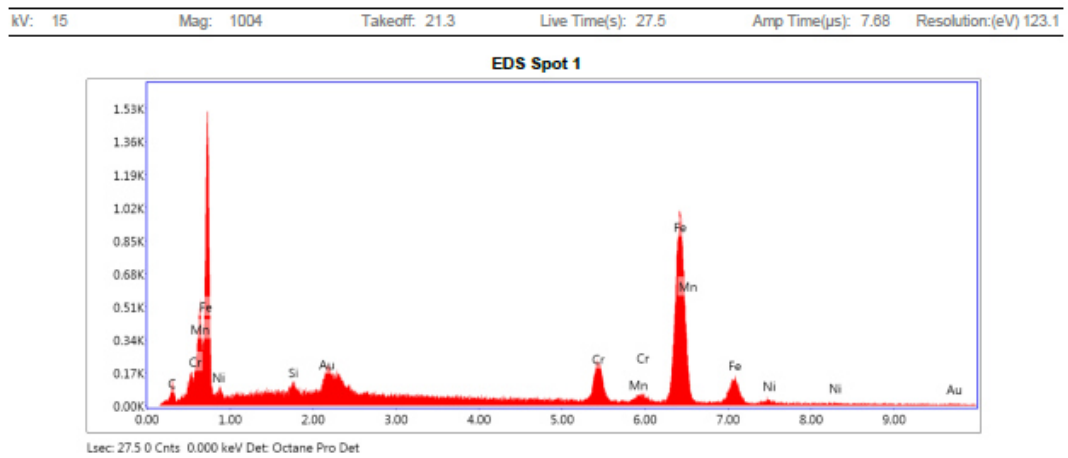


FIG. F1.15 Análisis superficial para análisis químico.

eZAF Smart Quant Results									
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
C K	3.34	13.83	29.05	13.86	0.0109	1.3432	0.8424	0.2424	1.0000
MnL	3.53	3.20	40.91	7.76	0.0276	0.9722	0.9983	0.8065	0.9976
NiL	4.26	3.61	26.35	11.40	0.0117	1.0048	1.0205	0.2732	0.9970
SiK	0.40	0.72	20.07	32.17	0.0028	1.1700	0.9259	0.5856	1.0057
AuM	1.19	0.30	33.78	11.63	0.0135	0.7379	1.2679	1.1003	1.3945
CrK	8.87	8.49	193.43	6.86	0.1075	0.9940	0.9942	0.9929	1.2273
FeK	78.41	69.85	959.84	3.28	0.7866	0.9887	1.0032	0.9894	1.0257

FIG. F1.16 Análisis superficial para análisis químico.

Sample Name: muestra1

Area 4

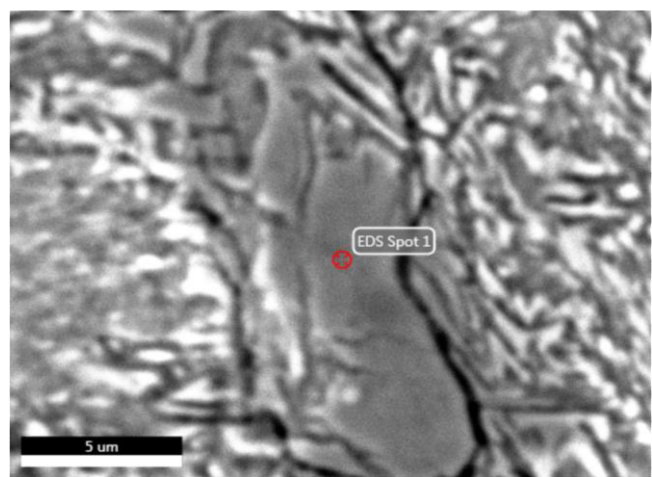


FIG. F1.17 Análisis superficial para análisis químico.

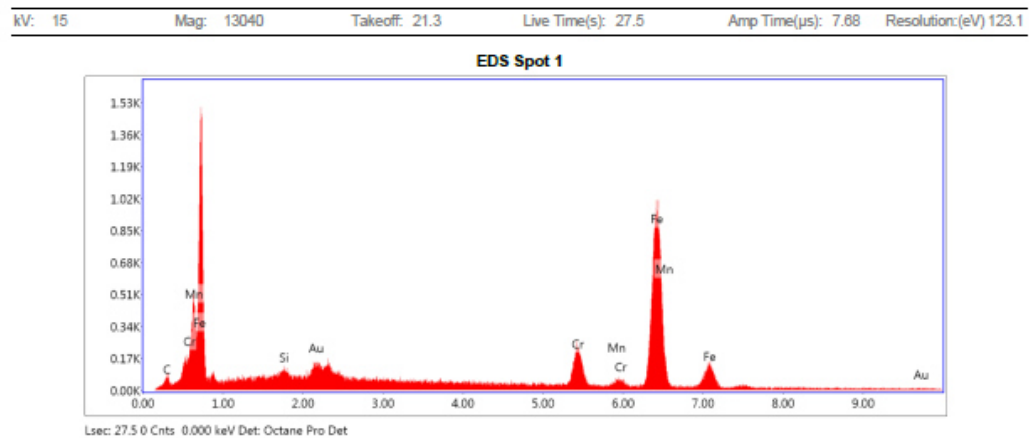


FIG. F1.18 Análisis superficial para análisis químico.

**eZAF Smart Quant Results**

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
C K	3.00	12.53	23.58	14.43	0.0098	1.3444	0.8424	0.2423	1.0000
SiK	0.54	0.97	24.33	30.63	0.0037	1.1709	0.9259	0.5871	1.0060
AuM	1.11	0.28	29.23	15.57	0.0129	0.7385	1.2679	1.1014	1.4253
CrK	9.02	8.70	180.94	8.02	0.1114	0.9948	0.9942	0.9931	1.2500
MnK	0.05	0.05	0.74	98.88	0.0006	0.9740	0.9990	0.9959	1.0842
FeK	86.27	77.47	952.65	3.36	0.8650	0.9894	1.0032	0.9897	1.0240

FIG. F1.19 Análisis superficial para análisis químico.

Sample Name: muestra1

Area 5

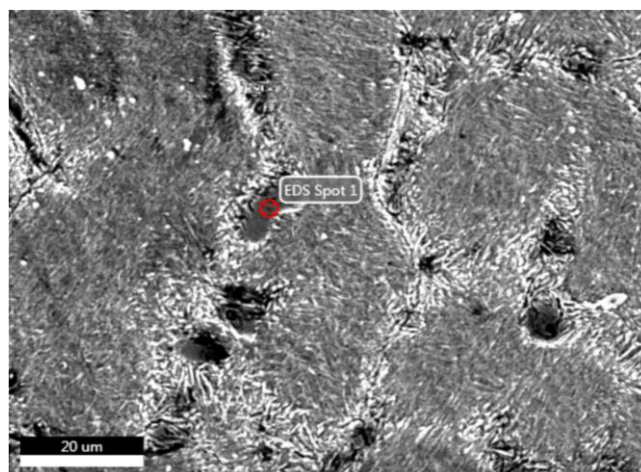


FIG. F1.20 Análisis superficial para análisis químico.

kV: 15      Mag: 2500      Takeoff: 21.3      Live Time(s): 26.4      Amp Time(μs): 7.68      Resolution:(eV) 123.1

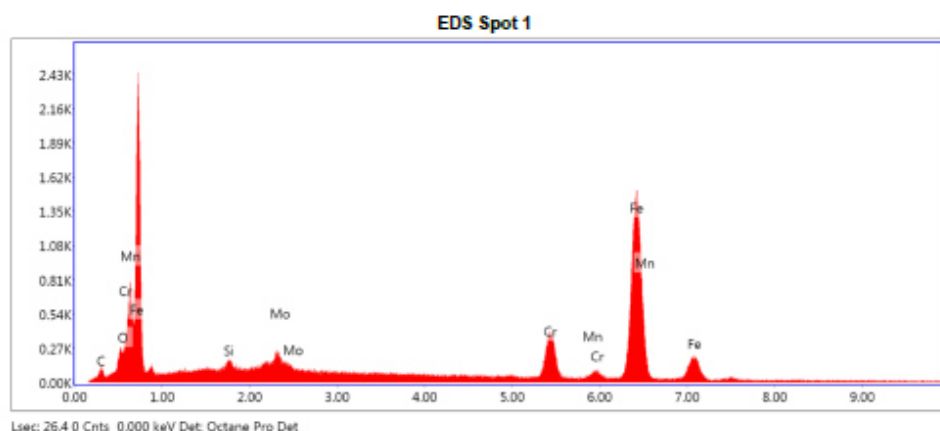


FIG. F1.21 Análisis superficial para análisis químico.

**eZAF Smart Quant Results**

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
C K	2.47	10.30	32.96	13.83	0.0080	1.3442	0.8429	0.2409	1.0000
O K	0.93	2.92	47.54	12.81	0.0059	1.2866	0.8679	0.4920	1.0000
MnL	3.01	2.74	49.94	8.68	0.0218	0.9729	0.9989	0.7482	0.9976
SiK	0.39	0.70	30.39	29.52	0.0027	1.1708	0.9263	0.5912	1.0069
MoL	2.52	1.32	101.11	15.55	0.0206	0.8770	1.1048	0.9070	1.0264
CrK	10.10	9.73	355.54	5.87	0.1281	0.9946	0.9945	0.9924	1.2856
FeK	80.57	72.28	1520.13	3.13	0.8079	0.9892	1.0035	0.9878	1.0261

FIG. F1.22 Análisis superficial para análisis químico.



Sample Name: muestra1

Area 5

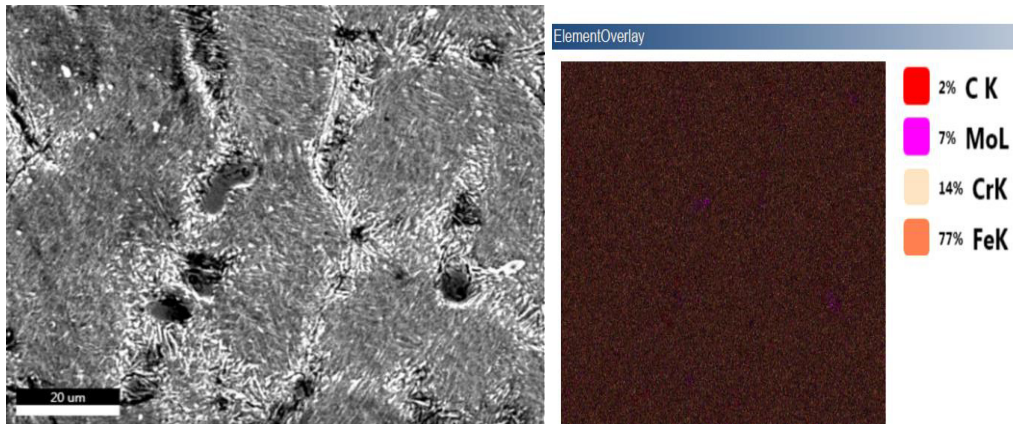


FIG. F1.23 Análisis superficial para análisis químico.

Sample Name: muestra1

Area 6

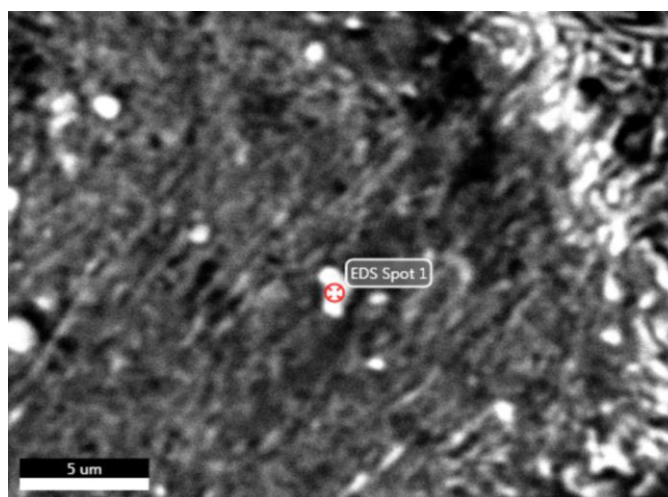


FIG. F1.24 Análisis superficial para análisis químico.

kV: 15      Mag: 9994      Takeoff: 21.3      Live Time(s): 26.1      Amp Time(μs): 7.68      Resolution(eV) 123.1

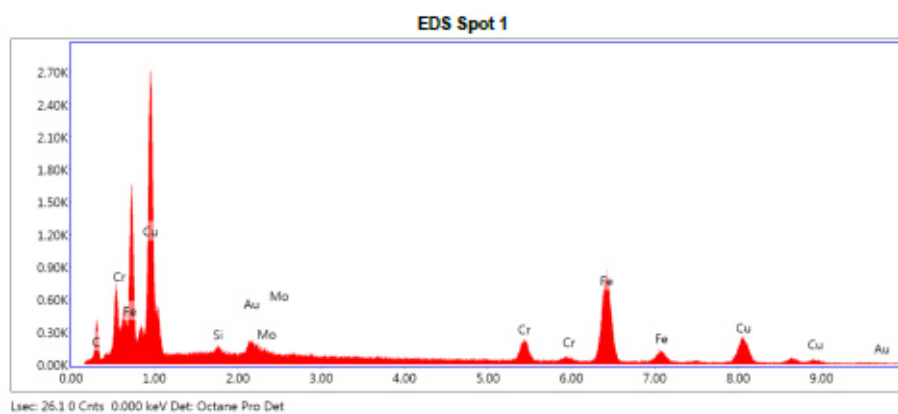


FIG. F1.25 Análisis superficial para análisis químico.

**eZAF Smart Quant Results**

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
C K	7.25	27.64	78.01	11.71	0.0221	1.3400	0.8419	0.2270	1.0000
Si K	0.58	0.95	36.69	26.69	0.0039	1.1676	0.9254	0.5624	1.0050
Au M	1.36	0.32	46.91	19.43	0.0141	0.7365	1.2672	1.0710	1.3161
Mo L	1.12	0.54	36.86	31.26	0.0087	0.8748	1.1037	0.8753	1.0158
Cr K	6.47	5.70	177.71	7.51	0.0746	0.9925	0.9938	0.9889	1.1740
Fe K	49.27	40.40	828.60	3.76	0.5129	0.9873	1.0029	0.9901	1.0650
Cu K	33.94	24.46	263.84	6.06	0.3251	0.9459	1.0109	0.9699	1.0441

FIG. F1.26 Análisis superficial para análisis químico.



Sample Name: muestra1

Area 7

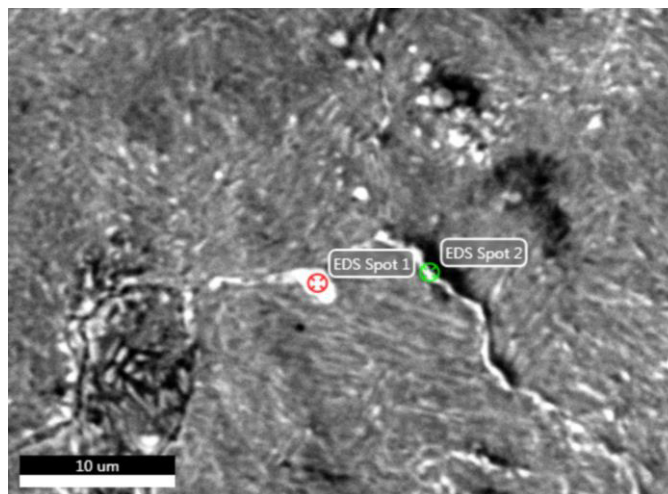


FIG. F1.27 Análisis superficial para análisis químico.

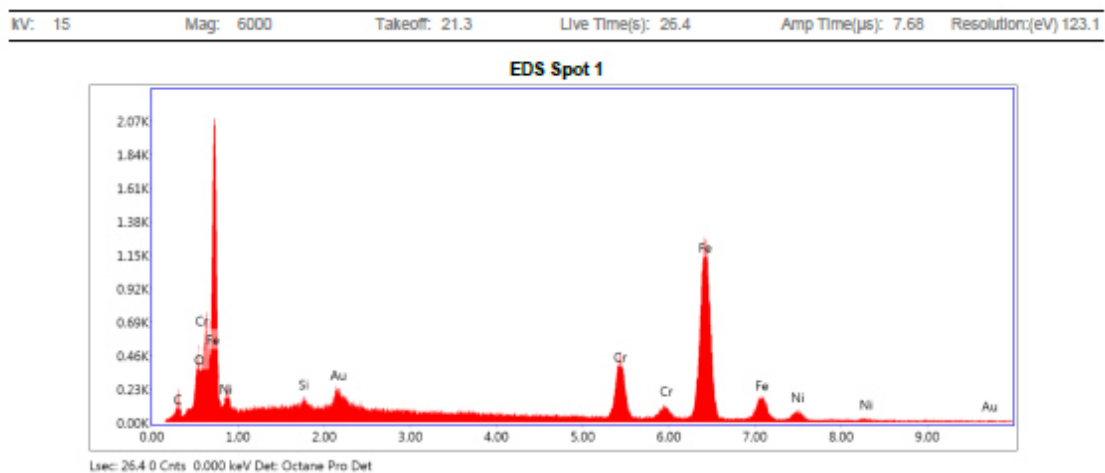


FIG. F1.28 Análisis superficial para análisis químico.

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
C K	4.22	16.22	48.62	12.85	0.0140	1.3307	0.8473	0.2495	1.0000
O K	2.13	6.16	92.88	9.89	0.0137	1.2736	0.8724	0.5040	1.0000
SiK	0.42	0.70	27.50	33.30	0.0029	1.1588	0.9305	0.5955	1.0057
AuM	1.43	0.34	52.17	17.34	0.0160	0.7308	1.2739	1.1105	1.3770
CrK	12.32	10.95	338.15	6.50	0.1446	0.9838	0.9977	0.9937	1.2001
FeK	77.52	64.11	1217.34	3.52	0.7675	0.9782	1.0063	0.9864	1.0261
NIK	1.95	1.53	19.40	57.98	0.0187	0.9871	1.0119	0.9388	1.0368

FIG. F1.29 Análisis superficial para análisis químico.

Anexo G tablas de análisis químico

Thermaclad 423: Porcentaje de elemento %						
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.343	0.423	0.92	0.010	0.009	6.08	0.622
Ni	Al	Co	Cu	Nb	V	Fe
1.98	0.0114	0.02	0.10	0.086	0.08	89.31

FIG.G1 Análisis químico de la capa superior de cladding.

Stoody: Porcentaje de elemento %						
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.16	1.05	2.18	0.01	0.031	1.57	0.18
Ni	Al	Co	Cu	Nb	V	Fe
0.045	0.019	<0.0085	<0.039	<0.0050	0.013	94.7
Ti	W	Pb	Sn	As	Zr	
0.0061	<0.040	<0.010	0.017	<0.0050	<0.0030	
B						
<0.0005						

FIG.G2 Análisis químico de soldadura intermedia de cladding.

4340: Porcentaje de elemento %						
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr
0.469	0.818	0.010	0.013	0.3	1.74	0.90
Mo	Cu	V	Nb	Ti	Al	Fe
0.245	0.153	0.08	0.001	0.0014	0.0249	95.3

FIG.G3 Análisis químico del material base.

Anexo H. Parámetros de aplicación de cladding.

Tabla H.1 parámetros de SAW

Parámetros	
Wire Feed Speed [IPM]	160
Voltaje [V]	32
Velocidad [mm/min]	200
Distancia de Electrodo [mm]	30

FIG.H1 Parámetros de aplicación SAW.

## Referencias.

- [1] A review of the degradation mechanisms of the hot forging tool, *References* [1] T. Altan, Cold and Hot Forging Fundamentals and Application, ASM International, Ohio, 2005.
- [2] Z. Gronostajski, M. Hawryluk, M. Kaszuba, A. Niechajowicz, S. Polak, S. Walczak, D. Jablonski, Die profile optimization for forging constant velocity joint casing, *Archives of Metallurgy and Materials* 56 (2) (2011) 551–558.
- [3] R.G. Bayer, Mechanical Wear Fundamentals and Testing, Marcel Dekker Inc., New York, 2004.
- [4] Z. Gronostajski, M. Hawryluk, The main aspects of precision forging, *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 8 (2) (2008) 39–57.
- [5] A. Kocańda, Określenie trwałości narzędzia w obróbce plastycznej metali, rozdział w monografii pt., in: A. Pielą, F. Grosman, J. Kusiak, M. Pietrzyk (Eds.), [6] Informatyka w Technologii Metali, red., Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2003, pp. s.213–s.256.
- [7] B. Pachutko, S. Ziółkiewicz, Badania procesów zużycia matryc do kucia zaczepu budowlanego na podstawie badań metalograficznych, *Obróbka Plastyczna Metali XXIII* (4) (2012) 277–293.
- [8] Z. Gronostajski, M. Hawryluk, R. Kuziak, K. Radwański, T. Skubiszewski, M. Zwierzchowski, The equal channel angular extrusion process of multiphase high strength aluminium bronze, *Archives of Metallurgy and Materials* 57 (4) (2012) 897–909.
- [9] M. Stembalski, P. Preś, W. Skoczyński, Determination of the friction coefficient as a function of sliding speed and normal pressure for steel C45 and steel 40HM, *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 4 (2013) 415–528.
- [10] T.H. Kim, B.M. Kim, J.C. Choi, Prediction of die wear in the wire drawing process, *Journal of Materials Processing Technology* 65 (1–3) (1997) s.11–s.17.
- [11] Z. Gronostajski, M. Hawryluk, M. Zwierzchowski, M. Kaszuba, A. Niechajowicz, Opis zjawisk zużycia matryc do kucia na gorąco tarczy do skrzyni biegów, *Hutnik-Wiadomości Hutnicze R* 78 (8) (2011) s.607–s.611.
- [12] D. Pieniak, A. Niewczas, P. Kordos, Influence of thermal fatigue and ageing on the microhardness of polymer–ceramic composites for bio-medical applications, *Eksploracja i Niezawodność – Maintenance and Reliability* 14 (2) (2012) 181–188.
- [13] M. Orkisz, Ł. Święch, J. Zacharzewski, Fatigue tests of motor glider wing's composite spar, *Eksploracja i Niezawodność – Maintenance and Reliability* 14 (3) (2012) 228–232.
- [14] A. Klimpel, Technologie napawania i natryskiwania cieplnego, WPS, 1999.

- [15]. Metallurgy of welding Sixth Edition J. F. Lancaster
- [16] Welding metallurgy second edition sindo kou
- [17]“Influencia del tratamiento termico sobre la fatiga termica en un acero aisi h13” israel angel barragán serna
- [18] Desarrollo de una metodología para ensayos de fatiga térmica presenta miguel angel quiñones salinas.
- [19] Materials performance and characterization a. torres-garza,1 m. a. quinones-salinas,1 i. a. barragan-sera,1 and r. d. mercado-solis1  
doi: 10.1520/mpc20130075  
the design of a laboratory test machine to simulate thermal fatigue in hot working tool steels vol. 3 / no. 2 / 2014
- [20]Capitulo ii metalurgia de la soldadura en los aceros inoxidables austeníticos
- [21] i s i u d i o s In soldaduras de tuberías de aceros al carbono, por miguel angel gonzalez
- [21] Nondestructive evaluation and quality control as volume 17 of the 9th edition metals handbook. with the second printing (1992).
- [22]A.S.T.M. E 415 Optical Emission Vacuum Spectrometrics Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel
- [23]Heat Treating Volume 4 of the ASM Handbook. published in 1991
- [24]orman astm para ensayos de dureza en especímenes metálicos, designation: e 384 – 99e1 standard test method for microindentation hardness of materials.
- [25]6tmetallographic and ceramographic methods for revealing microstructure  
gunter petzow
- [26]astm 3 guía estándar para preparación de especímenes metalográficos.
- [27] astme407 micro ataque para aleaciones metálicas
- [28]A.S.T.M. E-92 Método de Prueba estándar para Dureza Vickers de materiales metálicos
- [29] metallography and microstructures as volume 9 of the asm handbook

[30] fatiga térmica a bajos ciclos en aceros con modificación superficial por azael torres garza tesis en opción al grado de maestro en ciencias de la ingeniería mecánica con especialidad en materiales.

[31] Thermal fatigue testing of chromium martensitic hot-work tool steel after different austenitizing treatments Johnny Sjöström\*, Jens Bergström

[32]CAPITULO IIMetalurgia de la soldadura en los aceros inoxidable austeníticos

[33] Metalurgia de la soldadura en los aceros inoxidable austeníticos

[34]Thermal fatigue testing of chromium martensitic hot-work tool steel after different austenitizing treatmentsJohnny Sjöström\*, Jens Bergström

[35] J. Sjöström, J. Bergström, Evaluation of the cyclic behaviour during high temperature fatigue of hot-work tool steels, in: J. Bergström (Ed.), Proceedings of the ITC-VI, Karlstad, 2002

[36] H. Sehitoglu, ASM Handbook, vol. 19, ASM International, Metals Park, OH,

[37] Engineering materials and processes, Corrosion and Protection , E. Barda

## Índice de Figuras.

FIG.2.1. Mecanismos de abrasión. Representación típica de la interacción que produce desgaste abrasivo entre las herramientas y las matrices de forja. El lado derecho ejemplifica la presencia de óxidos entre la herramienta y el material a forjar....16

Fig.2.2 imagen defectos de adhesión (Deformación plástica) en un dado de forja ..17

Fig2.2 mecanismo de degradación adhesivo, comportamiento general entre superficies...17

Fig.2.3 defectos del tipo deformación plástica en herramientas recubiertas, se observan grietas con profundidad al interior de los herramentales [1]...19

Fig. 2.4 Defecto fatiga mecánica en dado de forja en caliente. [5]...20

Fig. 2.5 Fatiga térmica. Herramientas usadas durante el proceso analizado....20

Fig. 2.6 Diagrama esfuerzo/deformación para ciclos térmicos.....21

Fig.2.7 representación esquemática de un proceso de soldadura por arco sumergido....25

Fig. 2.8. Protección de SAW ...26

Fig. 2.9 proceso de SAW. Soldadura protegida por el manto granular.....26

Fig.2.10. Comportamiento de la restricción volumétrica en un objeto sometido a fatiga térmica...29

Fig. 2.11. Distribución de temperaturas: a) calentamiento rápido; b) enfriamiento rápido ...30

Fig. 2.12 Curvas de tiempo-temperatura precipitación para diferentes contenidos de carbono. Fuente: NIDI..34

Fig. 2.13 Disminución del contenido de cromo en las adyacencias del límite de grano...35

Fig. 2.14 Disminución del contenido de carbono hasta el límite de saturación....36

Fig. 2.15 a) Der. Muestra el desplazamiento de la cara interna debido al engrosamiento del precipitado. Fuente: Sourmail8 b) Izq. Se aprecian finos carburos intergranulares. Fuente: Sourmail8...36

Fig. 3.1. Diagrama de actividades....38

Fig.3.2.Representación de la prueba de UT. [21]...39

Fig. 3.3 superficie de análisis por ultrasonido (UT). En la imagen se observa la superficie maquinada de un dado plano de forja...40

Fig.3.4.- Proceso general de inspección por líquidos penetrante..41

Fig.3.5 testigo de soldadura .A diseño para la aplicación de la soldadura..43

fig.3.6 mufla para ensayos...44

Fig.3.7 propuesta experimental para tratamientos térmicos, tratamiento de revenido con una rampa de empape de 200°C....45

Fig.3.8 tabla de dureza para uso de cladding....45

**Fig. 3.9 espécimen para metalografía antes y después del pulido...46**

Fig. .3.10 equipos para preparación metalográfica...47

Fig.3.11.Esquema puntos de dureza. Las zonas se dividen en capas de cladding, zona afectada por el calor (HAZ), y metal base...49

Fig.3.12 Durómetro vickers...50

Fig.3.13 Esquema para el maquinado de las probetas de fatiga térmica....51

FIG.3.15 Imágenes de equipo de meft...54

Fig.3.16 izquierda.secuencia de corte para las pruebas de fatiga térmica después de los ensayos, derecha medidas para segmentación de especímenes para análisis metalográfico....55

Fig.3.17 imagen representativa de la toma de durezas...56

Fig.4.1 Defectos comunes en la superficie de las herramientas de forja. A. Fatiga térmica. B agrietamiento post aplicación. C Poros superficiales. D Desgaste en la zona de trabajo...58

Fig.4.2 Herramientales de forja en operación. Los dados planos mostrados en la imagen fueron utilizados para la prueba de ultrasonido...58

Fig.4.4Poros en la superficie de la herramienta, estos se presentan después de la aplicación del cladding con medidas de 3mm o menores....59

Fig.4.5 Descripción grafica de la obtención de los espécimen para tratamientos de revenido. A.- Diseño y medidas de la placa de 4340 y recubrimiento, B.- Placa con cladding y tratamiento térmico, C.- Muestras para trabajo....60

Fig 4.6 Penetracion de cladding...61

Fig 4.7 repetividad en la penetración de cladding...62

Fig.4.9 Múltiples defectos en soldadura con escala 50x...64

Fig.4.10 Secuencia de imágenes que muestran las diferentes zonas de solidificación del cladding...65

Fig.4.11zonas para toma de durezas. A.-Soldadura de trabajo B.- Soldadura de aporte, C.-HAZ, D.-Material base....66

Fig.4.12 Grafico durezas antes de los revenidos. Valores después de la aplicación del cladding...67



Fig.4.13 grafica de dureza después de revenidos en la soldadura de aporte, el comportamiento de la dureza vario según el tiempo de revenido....67

Fig.4.14 Grafico durezas después de los ensayos de fatiga térmica, en la gráfica esta divididas muestras y cada punto arriba de la muestra son la dureza de cada zona de las muestras...68

Fig.4.15 Probeta para ensayo de fatiga térmica. Derecha Dimensión para maquinado para la probeta de fatiga térmica....69

Fig.4.16 resultados de ensayos Fatiga térmica..71

Fig.4.17 ensayo con 500 ciclos de fatiga térmica se observaron defectos de fatiga térmica y un ensanchamiento en sentido de las líneas de acabado de las probetas....71

Fig.4.18 Defectos de ensayos de fatiga térmica comunes a los 300 ciclos...72

Fig.4.19 corte de las muestras por electroerosión....73

Fig.4.20 metalografías Muestra 1, 100x, zona soldadura de trabajo...73

Fig.4.21 metalografías Muestra 3, 100x, zona soldadura de trabajo...74

Fig.4.22metalografías Muestra 1, 100x, zona metal base....74

Fig.4.23metalografías 100x Muestra 1, 100x, zona soldadura de aporte, línea de fusión....74

Fig.4.24 metalografías 100x Muestra 3, 100x, zona soldadura de aporte...75

Fig.4.25 metalografías 100x Muestra 6, 100x, zona soldadura de aporte...75

Fig.4.26 muestra 1, AREA 1 análisis de la base en la soldadura, EDS...76

Fig.4.28 muestra 1, EDS..78

Fig.4.29 simulación J Mat Pro. Precipitación carburos M7C3 después de los 500°C estos fueron observados en los límites de grano en la soldadura observados por SEM....79

Fig5.1.Defectos superficiales en herramientas de forja....81

Fig5.3 línea intermedia entre soldaduras...83

Fig. 5.2. A.-Material H13 con 500ciclos en condición de austenizado....85

Fig. 5.2. A.-Material de h13 sometido a 500 ciclos de fatiga térmica. B.- Material con cladding sometido a 500 ciclos de fatiga térmica...85

Fig. 5.3. Mediciones de grietas de la figura B....86

Fig.6.1 imágenes de la soldadura de aporte de diferentes especímenes....88

FIG.6.2 se observa como decrece la dureza en la soldadura de aporte en un rango de 4 a 8 horas....89

## Índice de tablas

Tabla 2.1 Rendimiento de temperaturas....	16
Tabla 2.2 Tipos de aceros inoxidables...	24
Tabla 3.1 Análisis Químico para material base.....	43
Tabla 3.2. Tratamientos térmicos para testigos de soldadura....	46
Tabla 3.3 Reactivos utilizados.....	48
Tabla 3.4 Condiciones experimentales utilizadas en MEFT .....	54
Tabla 4.2. Tratamientos térmicos seleccionados.....	66
Tabla.4.3 selecciones de especímenes para fatiga térmica.....	69
Tabla.4.4 condiciones experimentales MEFT .....	70
Tabla 4.5.composiciones químicas EDS Sopot 1.....	76
Tabla 4.6. Composición química de Carburo....	77
Tabla .4.7. Composición química de Carburo....	78